



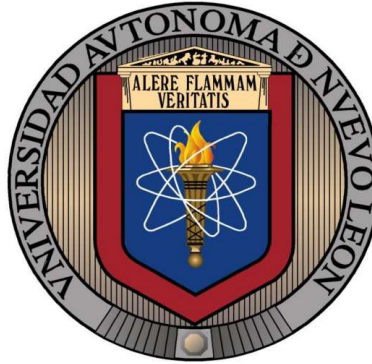
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**“OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA POR PUNTO POR
FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSSW) EN ALEACIONES DE TITANIO”**

POR

ING. DANIEL IVAN ARAUJO ROSALES

EN OPCION AL GRADO DE
**MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES**

Junio de 2020



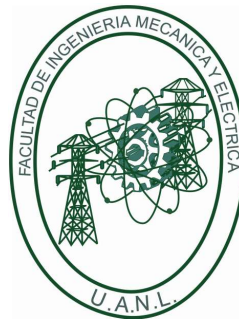
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**““OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA POR PUNTO POR
FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSSW) EN ALEACIONES DE TITANIO””**

POR

ING. DANIEL IVAN ARAUJO ROSALES

EN OPCION AL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES

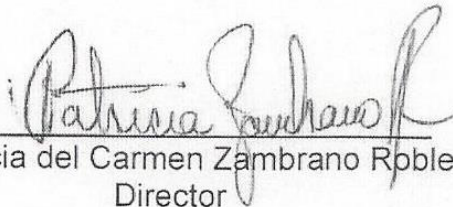
SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, MÉXICO, Junio de 2020



UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
 FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
 SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

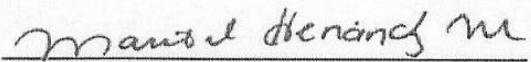
Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis **“Optimización del Proceso de Soldadura por Punto por Fricción-Agitación (FSSW) en Aleaciones de Titanio”** realizada por el alumno(a) **“Daniel Ivan Araujo Rosales”**, con número de matrícula **1940806**, sea aceptado para su defensa como opción al grado de **“Maestro en Ciencias de la Ingeniería con Orientación en Materiales”**.

El Comité de Tesis


 Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo
 Director

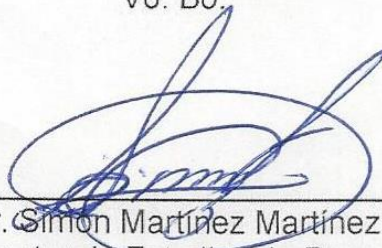


Dra. Flor Araceli García Castillo
 Revisor



Dra. Guadalupe Maribel Hernández
 Muñoz
 Revisor

Vo. Bo.



Dr. Simón Martínez Martínez
 Subdirector de Estudios de Posgrado



FIME

013

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, 08 de julio de 2020



DEDICATORIA

A mi familia:

Rafael Araujo Esquivel

María Ofelia Rosales Zavala

Mariel Idali Araujo Rosales

Erick Oswaldo Araujo Rosales

Erick Leonado Araujo Ayala

A mi novia:

Elvia Paola Llano Guerrero

A todos mis amigos:

**Rafa, Pancho, Moy, Mauricio, Ever, Gil, Fierro, Agus, Chuy, Sote, Alan, Che,
José, Adolfo y Brian.**

Por el apoyo recibido durante esta importante etapa de mi vida.

¡¡¡A todos ustedes muchas gracias!!!

***“Si las puertas de la
percepción fueran depuradas,
todo aparecería ante el
hombre tal cual es: infinito”***

–William Blake



AGRADECIMIENTOS

Mediante estas palabras quisiera expresar mi más sincero agradecimiento a todas las personas e instituciones, ya que sin el apoyo de todos ellos no hubiera sido posible concluir este logro.

Agradezco a la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por aceptarme en su institución y permitirme ser parte de un posgrado reconocido internacionalmente.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico recibido para la realización del proyecto de investigación.

Al Programa Nacional de Posgrados de Calidad (PNPC) por fomentar la formación de estudios de posgrado cumpliendo los estándares más altos de calidad y pertinencia.

Al Fondo Institucional de Fomento Regional para el Desarrollo Científico, Tecnológico y de Innovación (FORDECYT) que por medio del Proyecto Fortalecimiento de la Aeronáutica en el Noreste de México facilitó los materiales, equipos y apoyos para divulgar los resultados de este trabajo en congresos internacionales, promoviendo acciones científicas, tecnológicas y de innovación.

Le agradezco a la Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo por compartirme el conocimiento necesario para terminar la maestría, así como su interés y dedicación brindada durante estos años, reciba usted mi completa admiración.

A la Dra. Flor Araceli García Castillo por ser una guía y un apoyo durante la elaboración del proyecto y brindarme su conocimiento el cual me permitió completar con éxito mis objetivos.



A la Dra. Guadalupe Maribel Hernández Muñoz por su tiempo en la revisión de este trabajo y el apoyo académico.

A todo el equipo de trabajo de la Dra. Paty, Doctores y alumnos, quienes me dieron su apoyo en este proceso de investigación.

A los Doctores del Posgrado de Materiales, los cuales mediante sus enseñanzas me brindaron los conocimientos necesarios para concluir el Posgrado.

A mis compañeros de generación de la maestría Karen, Mauricio, Mauro, Mario, Pepe Leonel, Ale y Alejandro por hacer tan amenas las clases y por el apoyo recibido en materias que no dominaba.

A Erika por ser quien me compartió su experiencia en el Posgrado de Materiales y gracias a eso despertó mi interés por la investigación.

Un agradecimiento para Karen y Mauricio, amigos que conocí desde el primer día de esta etapa y espero seguir compartiendo muchos más momentos con ellos.

Quisiera agradecer a todos mis amigos, quienes son un pilar importante en mi vida, y a pesar de la distancia siempre les brindare mi apoyo y amistad incondicional como ustedes han hecho conmigo.

Al amor de mi vida Paola quien fue la persona que me motivo a superarme, a creer en mí para poder lograr todas mis metas, mil gracias por todo.

A mis hermanos Mariel y Erick por los momentos que hemos compartido, siempre estaremos el uno para el otro.

Y por último mis más grandes agradecimientos a mis padres:

Mi papá Rafael que es la persona que más admiro y es un ejemplo de superación, gracias por tus enseñanzas, por ser el mejor ejemplo que un hijo puede tener y por cuidar de mi cuando más lo he necesitado.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Mi mamá y mejor amiga María que me dio la vida, su amor y cariño. Desde el primer momento me ha cuidado y ha dado todo de si por darme una mejor vida, gracias por enseñarme que aunque existan grandes adversidades siempre es posible superarlas y seguir conservando una sonrisa.

GRACIAS.



ÍNDICE

RESUMEN	XI
1.CAPÍTULO	13
INTRODUCCIÓN	13
2.CAPÍTULO	15
REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	15
2.1. Proceso de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW)	15
2.1.1. Herramienta para el proceso de FSSW	18
2.1.2. Geometría de la herramienta	21
2.1.3. Generación de calor durante el proceso de FSSW	26
2.1.4. Transferencia de calor durante el proceso de FSSW	31
2.1.5. Parámetros de velocidad de rotación, avance y carga	34
2.1.6. Zonas generadas en la FSSW	36
2.1.7. Ventajas en la utilización de la FSSW	38
2.1.8. Defectos en la FSSW.....	39
2.2. Generalidades del titanio	42
2.2.1 historia del titanio	42
2.2.2. Propiedades físicas y químicas del titanio	43
2.2.3. Diagramas de fase.....	45
BIBLIOGRAFÍA	50
3.CAPÍTULO	55
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	55
3.1. Material de estudio.....	56



3.2. Preparación de las muestras.....	57
3.3. Selección de variables	58
3.3.1. Rangos de parámetros en soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) para la aleación de titanio	60
3.3.2 Herramienta empleada durante el proceso de FSSW.....	63
3.4 Unión de las muestras por medio de FSSW	65
3.5. Técnicas de caracterización.....	65
3.5.1. Microscopia óptica	66
3.5.2 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)	66
3.5.3 Máquina de ensayo Instron.....	67
BIBLIOGRAFÍA	69
4.CAPÍTULO	71
RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	71
4.1 Material de estudio.....	71
4.2. Caracterización Microestructural.....	73
4.2.1. Microscopio óptico	73
4.2.2 Microscopia electrónica de barrido (MEB)	86
4.3 Pruebas mecánicas.....	93
BIBLIOGRAFÍA	102
5.CAPÍTULO	104
CONCLUSIONES Y TRABAJO A FUTURO.....	104
5.1 Conclusiones.....	104
5.2. Trabajo a futuro.....	106



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

LISTA DE TABLAS.....	108
LISTA DE ECUACIONES.....	109
LISTA DE FIGURAS	110

RESUMEN

El titanio es un metal sumamente deseado en diferentes aplicaciones, debido a que posee excelentes propiedades mecánicas, buena resistencia a la corrosión, resistencia a altas temperaturas y biocompatibilidad.

Entre las aleaciones más comunes del titanio esta la combinación Ti-6Al-4V, esta aleación presenta alta resistencia mecánica, buena ductilidad y propiedades uniformes en el material. Sin embargo, las juntas de aleación Ti-6Al-4V fabricadas mediante soldadura por fusión siempre se generan defectos como microestructuras gruesas, grietas en caliente, altas tensiones residuales.

Con el fin de mejorar el proceso se ha considerado la utilización de la soldadura por fricción agitación por puntos, este es un método de unión en estado sólido, el cual hace posible evitar muchos defectos de fusión. Este proceso se logra utilizando una herramienta giratoria, la cual es insertada sobre la superficie de trabajo, la fricción provocada por el contacto de ambas piezas genera un aumento de temperatura (por debajo del punto de fusión) suficientemente alto para inducir un flujo plástico del material de trabajo, completando la unión.

En este trabajo, se investigó la microestructura y el comportamiento mecánico de las láminas de aleación de Ti-6Al-4V soldadas por fricción agitación por puntos (FSSW). Se estudió la influencia de los parámetros del proceso FSSW sobre la evolución de la microestructura, la generación de defectos y la resistencia a la fractura. Se uso microscopia óptica y electrónica de barrido para examinar la evolución microestructural y determinar el tipo y la naturaleza de los defectos. Se observó un cambio progresivo en la microestructura de granos $\alpha+\beta$ (metal base), a una estructura equiaxial más fina (en la zona de agitación) y se relacionó con los parámetros de FSSW. También se llevaron a cabo pruebas a la fractura. Se observaron importantes variaciones en la resistencia a la tracción en función de los parámetros del proceso. Se determinó que la rotación de la herramienta es el



parámetro de proceso más significativo que influye tanto en la microestructura como en las propiedades mecánicas de las uniones realizadas por FSSW en la aleación Ti-6Al-4V.

1.CAPÍTULO

INTRODUCCIÓN

En los últimos años se ha tenido un creciente avance en el campo de los materiales, provocado por una gran demanda industrial con la finalidad de satisfacer las necesidades que demandan los servicios y productos ofrecidos por las diversas industrias en el mundo. Estas necesidades están evolucionando y cambiando año tras año, es por ello que resulta de vital importancia realizar estudios que permitan la mejora en diversas áreas tales como desarrollo de nuevos materiales, producción y manufactura.

La soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) es un proceso de unión en estado sólido, el cual ha cobrado interés debido a diversas ventajas con respecto a la soldadura convencional. Es importante destacar que la combinación de los parámetros de FSSW, tales como velocidad de rotación, velocidad de penetración y tiempo de sostenimiento, determinaran la evolución microestructural de la junta y por ende las propiedades mecánicas que esta posea.

En este trabajo se realizarán diferentes pruebas variando las velocidades de los parámetros de soldadura, se espera encontrar una combinación optima que permita generar uniones libres de defectos comúnmente encontrados en este proceso, además, de evitar la segregación de elementos de aleación y teniendo una mínima distorsión en la microestructura de la soldadura lo que permitirá mantener las propiedades mecánicas del material.

La optimización de los parámetros de soldadura por fricción es un tema recurrente en el estudio de este proceso, ya que una buena combinación de los mismo conlleva un gran número de beneficios, tanto mecánicos como ambientales. Para poder determinar la calidad de la unión es necesario seguir la misma metodología en todas las pruebas a realizar. Los pasos para todas las pruebas serán los siguientes: 1) Análisis microestructural del material base, este primer paso

permitirá llevar a cabo una comparación de la microestructura antes y después de haber efectuado la unión. 2) Soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW), una vez seleccionado los parámetros se efectuarán dos pruebas por cada combinación de velocidades, obteniendo así dos muestras para su estudio estructural y mecánico. 3) Análisis microestructural y mecánico de las probetas, las muestras serán sometidas a una preparación para observar el cambio microestructural y su composición química respectivamente, además de ser sometidas a pruebas a la fractura. La información obtenida por estos estudios será interpretada, lo que brindara conocimiento sobre la importancia que tiene la variación de parámetros en el comportamiento de la unión y por ende en la optimización de este proceso.

La estructura de este trabajo será dividida en 5 capítulos. El capítulo 1 contendrá una introducción a este proyecto.

El capítulo 2 abarcará el marco teórico en el cual el proceso de soldadura por fricción será analizado a mayor profundidad, del mismo modo contará con información del titanio y sus aleaciones.

El capítulo 3 consiste en detallar el procedimiento experimental aplicado en esta investigación, contará con información sobre el material base, preparación de las muestras, selección de variables, selección de parámetros, la herramienta empleada durante el proceso de FSSW, así como las técnicas de caracterización. En el capítulo 5 se lleva a cabo el análisis de los resultados.

En el capítulo 6 serán expuestas las conclusiones a las cuales se ha llegado, además de contener recomendaciones sobre el trabajo a futuro del proceso de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) en la aleación de Ti-6Al-4V

2.CAPÍTULO

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1. Proceso de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW)

La soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) es un proceso de unión en estado sólido [1], esto significa que para la crear la soldadura no es necesario un material de aporte. Esta unión por difusión se logra mediante fricción, haciendo girar una herramienta y ejerciendo suficiente presión sobre la superficie de contacto, lo cual permite un aumento de temperatura localizado, la temperatura está por debajo del punto de fusión de la pieza, pero es lo suficientemente alto para permitir la difusión de átomos en la interfaz rellenando cualquier espacio vacío y así completando la unión (ver Figura 2.1). Fue inventada en el Instituto de Soldadura, en Reino Unido en 1991.

Si la soldadura se realiza de forma correcta esta proporciona características excepcionales, es por esta razón que este proceso ha adquirido gran importancia en la industria, siendo implementada en numerosas aplicaciones aeroespaciales, automotrices y construcciones navales, este proceso es relativamente nuevo por lo cual está en desarrollo, aunque ya ha sido aplicado en la industria aeroespacial (NASA) en sistemas de transbordadores o en la industria de la computación (Apple) en la carcasa de sus computadoras por mencionar algunas [2], [3]. Las principales ventajas para la utilización de la soldadura por punto por fricción-agitación es que en comparación con la soldadura común esta no produce porosidades, no es necesario un material de aporte y no hay salpicaduras [3].

La soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) ha sido de gran interés debido a que permite la unión de elementos que se consideran difíciles de soldar, este proceso permite la soldadura de metales como el aluminio, magnesio, cobre y acero entre otros [4], [5], [6], incluyendo aleaciones consideradas de difícil

soldabilidad por procesos convencionales por fusión, sin olvidar las aplicaciones en los polímeros [7].

Ha demostrado muchas ventajas por encima de los procesos tradicionales de soldadura por arco, incluyendo la reducción significativa de la distorsión y la eliminación de defectos al solidificar. Debido a que no se da la fusión, es decir, que la temperatura de unión está por debajo de la temperatura de fundición del material, hace posible crear una soldadura de alta calidad con baja entrada de calor, mínima distorsión, sin material de aporte y sin humos y vapores. Además, es altamente eficiente y más amigable con el medio ambiente que los métodos de soldadura tradicionales.

La FSSW tiene una eficiencia tan alta que la reducción de energía se encuentra entre el 60% y 80%, con respecto a la tradicional [3].

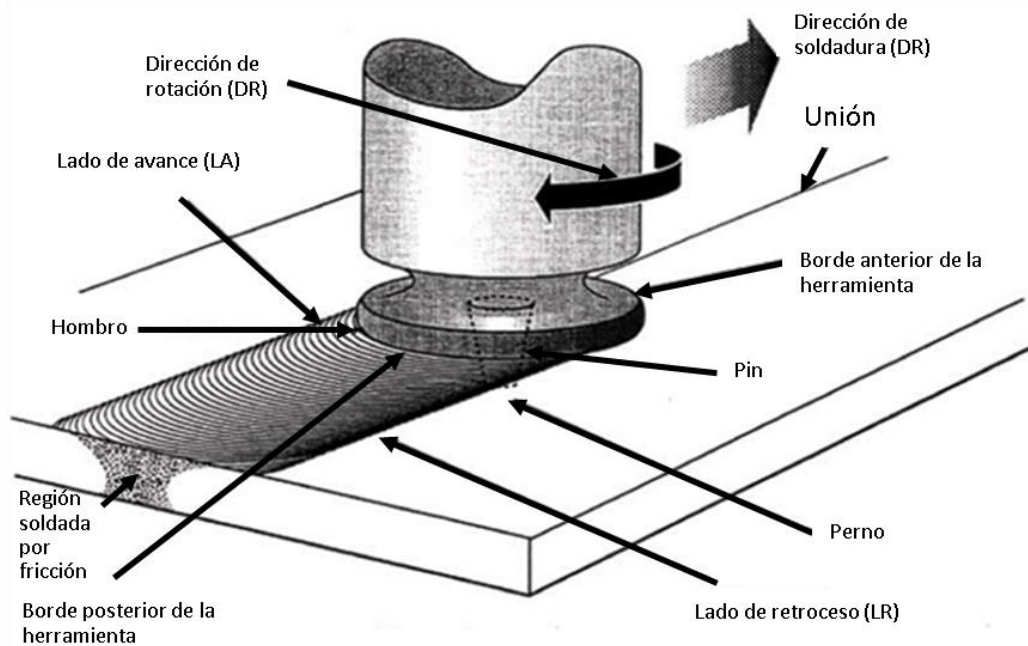


Figura 2.1. Soldadura por fricción en una configuración de junta a tope.

Desde el punto de vista operacional, el cordón de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW), puede dividirse en tres sub-procedimientos o fases (ver Figura 2.2) [3]:

1. Sumergirse y habitar.
2. Atravesar.
3. Retraer.

Al comienzo de la fase de inmersión la herramienta está a temperatura ambiente. Pero a medida que la herramienta de fricción - rotación comienza a insertarse gradualmente en la pieza de trabajo, el material es demasiado frío para fluir y la acción de fricción crea un astillado como cualquier proceso de mecanizado. La tasa de inserción determina la tasa de aumento y extensión de la plasticidad. El proceso de inserción continua hasta que el hombro de la herramienta hace contacto íntimo con la superficie de trabajo. En esta etapa toda la herramienta del hombro y la superficie del pin contribuyen al calentamiento por fricción y la fuerza comienza a caer a medida que la pieza metálica alcanza la temperatura crítica para el flujo plástico. Cuando se tienen materiales con puntos de fusión altos es necesario dejar la herramienta giratoria un momento con la intención de alcanzar la temperatura para que se tenga un flujo plástico [8].

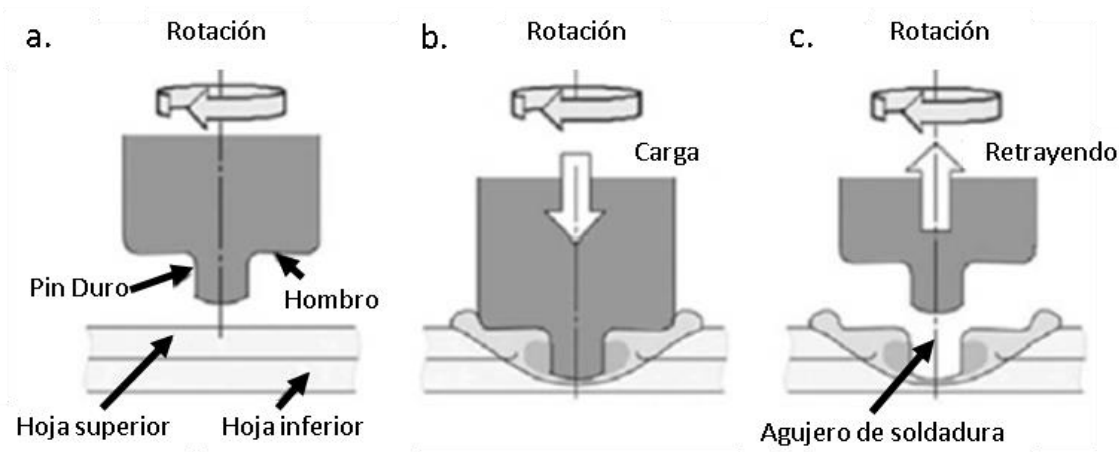


Figura 2.2. (a) - (b) Sumergirse y habitar y (c) retraer.

Una vez alcanzada la temperatura necesaria, la herramienta atraviesa a la pieza en la dirección deseada para lograr la unión. Existen métodos para controlar el desplazamiento tales como:

a) Controlando el desplazamiento (donde la posición de la herramienta con respecto a la superficie de trabajo se mantiene constante).

b) Modo de fuerza controlada (la fuerza normal aplicada por la herramienta a la pieza de trabajo se mantiene constante).

Al completar el proceso de unión la herramienta se retrae de la pieza de trabajo.

2.1.1. Herramienta para el proceso de FSSW

Las herramientas para la soldadura por punto por fricción-agitación tienen que cumplir tres principales funciones las cuales son;

a) Generar el calor en la pieza de trabajo.

b) Mover el material para producir la unión.

c) Contener el calor debajo del hombro de la herramienta.

El calentamiento es generado dentro de la pieza de trabajo por fricción entre el pin de la herramienta en rotación y el hombro y por la deformación plástica severa en la pieza. El calor localizado suaviza el material alrededor del pin y combinado con la rotación, permite el movimiento del material desde la parte delantera del pin hacia atrás llenando cualquier hoyo hecho por el movimiento de la herramienta. El hombro de la herramienta restringe que el metal fluya por encima de la superficie inicial de la pieza de trabajo [9].

En materiales duros como en aleaciones de titanio, níquel, o aceros se vuelve complicado la soldadura por punto por fricción-agitación, debido a los altos puntos de fusión de estos materiales y al incremento en la dureza [10]. Es por ello por lo que la herramienta se vuelve un componente crítico en la soldadura FSSW y debido

a las razones previamente dadas es necesario que cumplan con varias características para la fabricación de la herramienta como son:

- Buena resistencia al desgaste y durabilidad bajo cargas de compresión.
- Alta resistencia, resistencia a la fluencia y tenacidad a la fractura a temperaturas elevadas.
- Estabilidad en términos de cristalografía, química y geometría a alta temperatura.
- Alta conductividad térmica para la transferencia de energía.
- Maquinabilidad.

Se debe tener un equilibrio entre todas estas características, para evitar el desgaste acelerado de la herramienta y obtener los mejores resultados al llevar acabo la soldadura.

La unión de materiales a alta temperatura induce altas tensiones y temperaturas, lo que requiere herramientas más avanzadas. Los materiales de herramienta de alta resistencia deben ser capaces de soportar temperaturas de 800-1200 ° C para las aleaciones de titanio [11]. Son necesarios materiales refractarios, carburos y nitruros con buena resistencia a la temperatura que puedan soportar el proceso de forjado de cargas. Los materiales de las herramientas de carburo de tungsteno (WC), tántalo de tungsteno (Ta), tungsteno-renio (Re) y tungsteno lantano (La) han sido el foco de investigación para las aleaciones de titanio. Elementos como Ta, Re y La son muy raros y, por lo tanto, también costosos. Las herramientas policristalinas de nitruro de boro cúbico (PCBN) también se están desarrollando y probando para materiales de alta resistencia como el titanio.

Las herramientas policristalinas de nitruro de boro cúbico (PCBN) son duras, duraderas, estables a altas temperaturas y tienen la ventaja adicional de que produce perfiles de soldadura muy suaves debido a su bajo coeficiente de fricción. A medida que aumenta la profundidad de inmersión, también aumenta la tendencia a fallas en la herramienta, ya que PCBN tiene baja tenacidad a la fractura [12].

El nitruro de boro tiene dos estructuras cristalinas, hexagonal y cubica. La forma hexagonal tiene una estructura en capas y por lo tanto es más utilizable como lubricante. La forma cubica se prepara en su versión hexagonal siendo después sometida a alta temperatura y presión comportándose como el diamante y el grafito, así se obtienen las propiedades óptimas en la estructura cúbica. La alta dureza en la forma cúbica limita las opciones de molienda disponibles para prolongar la vida del pin. El material y los costes de fabricación son muy elevados, por lo que se limita a aplicaciones especializadas [13]. Zhang et al. [14] realizó una investigación en herramientas PCBN en titanio de pureza comercial de 3 mm de espesor y encontró grandes aumentos en la dureza de la soldadura debido a los desechos de la herramienta y la formación de boruros de titanio. Aunque no se concluye en el artículo, es una suposición razonable de que esto tendría una influencia negativa sobre la resistencia a la fractura.

Comercialmente el tungsteno es fuerte y resistente a elevadas temperaturas lo cual lo hace un buen candidato para ser utilizado como herramienta para la FSSW en aceros y aleaciones de titanio.

Las herramientas basadas en tungsteno han sido la concentración de investigación y desarrollo para las aleaciones de titanio. Hay muchos éxitos documentados en el uso de materiales basados en tungsteno con una vida útil de cientos de pies. Thompson [15] afirma que los pins de tungsteno-lantano (1%) han producido soldaduras aceptables en secciones de 25 mm en aleación de Ti-6Al-4V con una sola pasada. Se entiende que, con una mayor profundidad de soldadura, la degradación de la herramienta es más excesiva, pero los éxitos en tales secciones gruesas muestran el potencial del proceso de FSSW es para tanques de propulsor de pared delgada que típicamente son inferiores a 3 mm.

En una serie de estudios realizados por Edwards y Ramulu [16], [17], [18], se ha demostrado que las herramientas cónicas W-La producen soldaduras satisfactorias en las aleaciones Ti-6Al-4V una vez que se establecieron las

velocidades óptimas de husillo y poligonal. El espesor de la placa varió de 3 a 12 mm y bajo ciertas condiciones se observó un desgaste mínimo de la herramienta. Los propósitos de estos senderos no fueron demostrar la vida útil de la herramienta, sino comprender las relaciones entre parámetros y las temperaturas de operación.

Las herramientas de tungsteno renio han sido populares en estudios experimentales con Ti-6Al-4V. Buffa et al. [19] demostró una vida de la herramienta muy superior de W (75%) - Re (25%) herramientas en comparación con WC-Co cuando se utiliza en las mismas condiciones en Ti 6Al-4V, placa de 3 mm. Las herramientas W-Re completaron 19-28m de soldadura antes de experimentar desgaste excesivo.

El WC-Co (herramienta K10-K30) solo podía alcanzar la mitad de la vida en las mismas condiciones y era más susceptible a fallas. En otro estudio comparativo de Thompson [20], se evaluó un nuevo material de herramienta a base de tungsteno consistente en un 20% de Re y un 10% de carburo de hafnio (HfC) contra pines W-La y W-Re más establecidos. El W-Re-HfC funcionó mejor en condiciones idénticas en términos de desgaste reducido de la herramienta y deformación microestructural. Se observó que la introducción de HfC evitaba la deformación excesiva del grano, que es el principal mecanismo de degradación en los pines W-La y W-Re. Como las partículas de HfC estaban presentes en los límites del grano, se observó cierto agrietamiento intergranular. Luego se desarrolló una evolución de este material de herramienta al reducir el contenido de Re y de HfC para reducir el costo y la susceptibilidad al agrietamiento intergranular, respectivamente. Las herramientas de W (91%), Re (5%) y HfC (4%) resultaron infructuosas con 6,35 mm Ti-6Al-4V debido a las fracturas de la herramienta y al desgaste adhesivo [21].

2.1.2. Geometría de la herramienta

La geometría de la herramienta y configuraciones es la más importante forma de controlar el flujo de material, también afecta la generación de calor, la fuerza

transversal empleada y el ambiente termo-mecánico experimentado por la herramienta. Los factores más importantes por tomar en cuenta en la geometría es el diámetro del hombro, el ángulo de la superficie del codo, la geometría del pin, incluida su forma y tamaño (ver Figura 2.3).

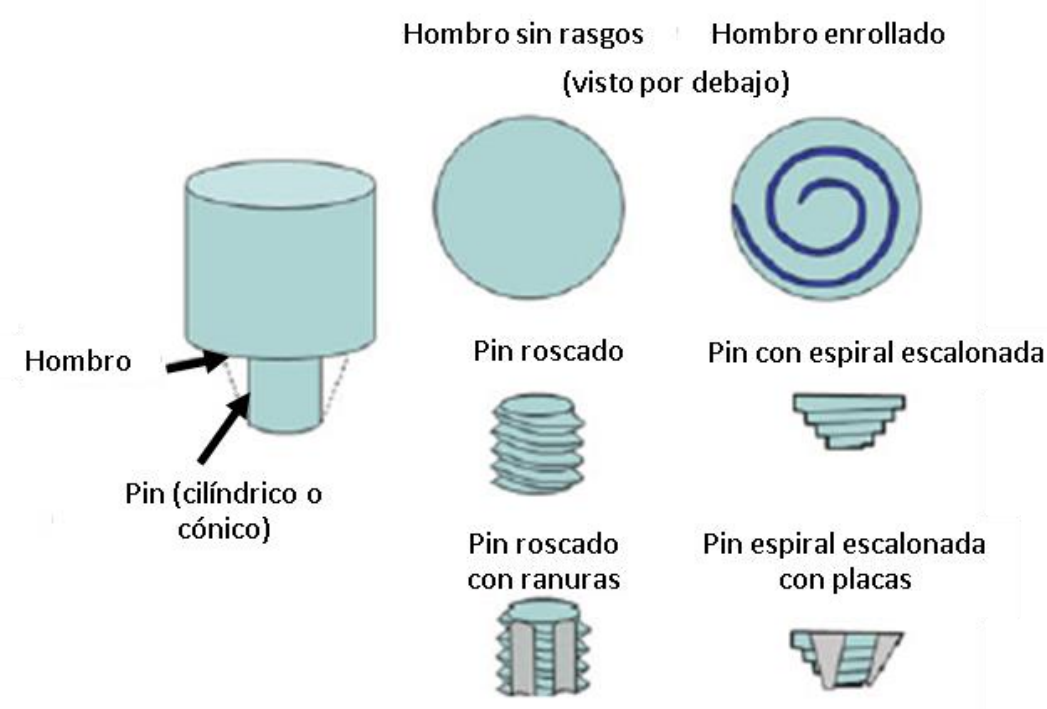


Figura 2.3. Hombros de herramienta básicos y configuración del pin.

El diámetro del hombro de la herramienta es importante porque aquí se genera una gran cantidad de calor empleado para la plastificación de la materia, a su vez el contacto con este permite el flujo del material. La literatura ha informado [22] que al aumentar el tamaño del hombro incrementa la temperatura, como consecuencia a medida que el diámetro disminuye el calor generado por la fricción se reduce. Algunas de las herramientas originales diseñadas usaban un diámetro de hombro 4:1 en relación con el diámetro del pin. Recientemente se ha tenido la tendencia de disminuir el rango de radios en relación 3:1 o 2:1 para un mejor control de la entrada de calor.

Tabla 2.1. Variaciones del diseño del hombro y sus ventajas.

	Variación de diseño		Ventaja
Hombro	Convexo con Enrollado	Geometría curva	Permite la unión de piezas de trabajo de diferentes espesores. El desplazamiento contiene material dentro del hombro.
	Cóncavo (diseño estándar)	Superficie lisa	La concavidad conserva el material dentro de la región del hombro. Requiere inclinación de la herramienta.
		Superficie desplazada	Permite soldar sin inclinación de la herramienta. Minimiza la fuerza de herramienta normal y la reducción de espesor en la zona de soldadura.

Convencionalmente el hombro puede ser utilizado plano, aunque tener una geometría cóncava (muy común) o convexa (la cual es utilizada al tener un desplazamiento). En la Tabla 2.1 se observan algunas ventajas que se tienen al tener cierta configuración en el hombro.

Un hombro sin rasgos se utiliza al darle inclinación a la herramienta. Algunas configuraciones que pueden ser utilizadas en el hombro se observan en la Figura 2.4. La calidad de la soldadura se deteriora debió a una menor fricción ocasionado por la falta de fusión en la unión.

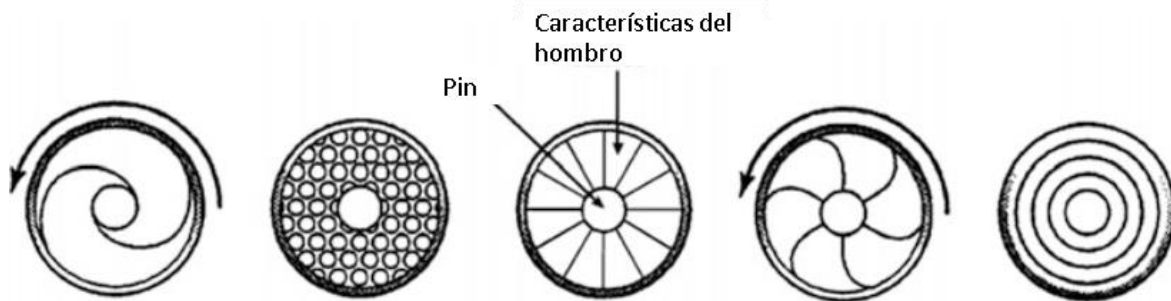


Figura 2.4. Geometrías del hombro de la herramienta, vista inferior.

La literatura [23] indica que el diámetro del pin es el responsable del volumen de materia que se va a agitar. Si el diámetro de la herramienta es pequeño, el volumen de material agitado también será pequeño y viceversa. Si se combina el diámetro pequeño del pin, una velocidad de soldadura más baja y una mayor velocidad de rotación, provoca una mayor entrada de calor a un menor volumen de material lo que da como resultado un flujo de material turbulento y una estructura de grano grueso.

La forma del pin y sus características influyen enormemente en el flujo del material (ver Tabla 2.2), los dos ejemplos más comunes son cilíndricos y cónicos truncados, aunque también puede haber triangulares con disposición de rosca. Zhenlei Liu [24] realizó un estudio comparativo entre un pin roscado y uno liso, para determinar el flujo de material en la soldadura, en el pin cilíndrico sin roscado el material pasara desde enfrente hacia atrás pero no será empujado hacia abajo, por lo tanto, la herramienta tendrá pequeñas regiones donde se desempeñe bien. En cambio, si se utiliza una configuración cónica roscada se tendrá un componente de la fuerza descendente y, por lo tanto, tendrá flujo de material hacia abajo. Este es un aspecto crítico para los materiales de alta temperatura. Generalmente el perfil cónico resulta en una mejor ventana de proceso.

Tabla 2.2. Variaciones del diseño del Pin y sus ventajas.

	Variación de diseño		Ventaja
Pin	Cilíndrico	Fondo plano	Fácil de maquinar. Diseño comúnmente utilizado.
		Fondo redondo	Reduce el desgaste de la herramienta durante la inmersión y mejora la unión en la raíz de la soldadura.
		Con pisos	Aumento de la tensión y temperatura plásticas en la región del grano.
	Cónico	Cono roscado	Baja fuerza transversal en comparación con los pins cilíndricos.
		Espiral escalonada	Diseño robusto y utilizado para la soldadura de materiales de alta temperatura.
		Con pisos	Aumento de la tensión y temperatura plásticas en la región del grano.
	Espira		Reduce la fuerza transversal en la herramienta.
	Triflute MX		Versión refinada de espira pin.
	Sin hilos		Útil en situaciones agresivas de desgaste de herramientas.
	Retráctil		Permite el cierre del orificio de salida.

Para materiales duros se recomienda usar geometrías simples para el pin siendo las más comunes, secciones cónicas, cilíndricas o triangulares con una disposición de rosca [22] [23], esto debido a que las geometrías complejas son más difíciles de fabricar además de que cualquier característica desgastaría rápidamente la herramienta y se acortaría la vida útil de la misma. Las formas básicas son útiles para soldaduras en placa delgada menores de 12 mm de espesor, por encima de este valor es necesario usar geometrías más complejas que faciliten el flujo de material.

2.1.3. Generación de calor durante el proceso de FSSW

La generación de calor en la soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW), surge principalmente de dos fuentes, a) la fricción de la herramienta y la superficie de la pieza de trabajo y b) el calor generado durante la deformación plástica en el mayor parte de la pieza de trabajo. [25]

Según nuestro entendimiento actual [26], la fricción entre metales y/o cerámicas se debe a (a) la adhesión interfacial entre asperezas en las superficies de contacto y (b) la deformación plástica microscópica durante el movimiento relativo de las superficies de contacto. La energía de fricción disipada durante las deformaciones microscópicas que se producen en las superficies se convierte por completo en energía térmica. Así, en realidad, la fuerza de fricción está influenciada por las propiedades físicas y químicas de las superficies que interactúan y su dependencia de la carga, las velocidades relativas y la temperatura de las mismas. Es importante tener en cuenta que en FSSW estas deformaciones microscópicas ocurren principalmente en la superficie de la pieza de trabajo (la superficie de la herramienta se considera más o menos no deformable, aunque eso puede no ser cierto para FSSW de materiales de alta temperatura con herramientas de metal refractario). Como consecuencia, el calor generado se distribuye de manera desigual entre las dos superficies (es decir, la herramienta y la pieza de trabajo)

[27]. La extensión de esta partición de calor depende en la conductividad térmica, la capacidad térmica, la velocidad relativa y el área interfacial de la herramienta y la pieza de trabajo.

2.1.3.1 Generación de calor durante la fricción.

Considerando los fenómenos de generación de calor por fricción primero: convencionalmente, la fricción entre dos sólidos cualquiera se rige por las siguientes leyes empíricas (atribuidas a los científicos franceses G. Amonton y C.D. Coulomb [28] [29]),

- a) La fuerza de fricción (F) relacionada con la carga normal (P) por;

$$F = \mu P \quad \text{Ec. (1.1)}$$

- b) Donde μ es el coeficiente de fricción estático/dinámico. Tanto el estático como el dinámico son independientes de P .
- c) Los coeficientes de fricción son independientes del área macroscópica del contacto entre los cuerpos.
- d) El coeficiente de fricción dinámico es independiente de la velocidad relativa entre los cuerpos.

Desde un punto de vista teórico, esta fricción puede ser cualquiera de las siguientes.

- a) Fricción de Coulomb

$$\tau = \mu p \quad \text{Ec. (2.2)}$$

donde τ es la tensión de corte, p es la presión y μ es el coeficiente de fricción.

- b) Modelo de corte constante

$$\tau = m\sigma_y \quad \text{Ec. (2.3)}$$

donde σ_y es el límite de elasticidad del material en corte y m es la proporcionalidad constante con m es igual a 0 para la condición de deslizamiento y 1 para condición de adherencia. En el modelo de corte constante, la superficie de la

pieza de trabajo en contacto con la herramienta se considera que se comporta como un material con resistencia al corte constante. La máxima resistencia al corte es posible que es igual al límite elástico en cizallamiento y es equivalente a una situación donde el metal de la pieza de trabajo se adhiere a la superficie de la herramienta con deformación que ocurre por cizallamiento bajo la superficie [30].

La Figura 2.5 muestra el esquema de una herramienta FSSW típica, con un pin cilíndrico de radio R_{pin} y altura H_{pin} y un diámetro de hombro de la herramienta H_{hombro} , la superficie de los cuales se encuentra en un ángulo α con la horizontal. El calor total generado en diferentes partes de la herramienta [31] durante la soldadura se subdivide en los siguientes componentes, según las distintas zonas de la interfaz de la herramienta / pieza de trabajo.

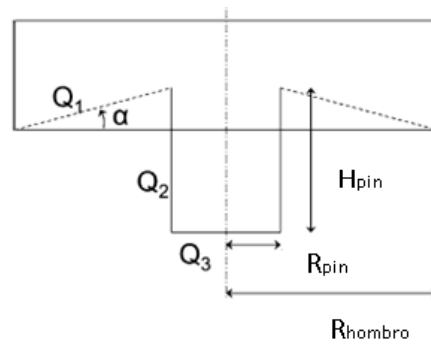


Figura 2.5. Una herramienta FSSW típica con un hombro cónico y un pasador sin rosca cilíndrico

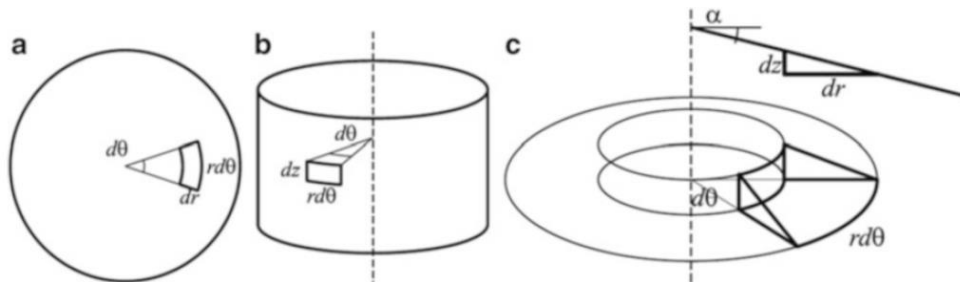


Figura 2.6. Un esquema de los diferentes segmentos de superficie de la herramienta (a) Parte inferior del pin, (b) superficie cilíndrica del pin, (c) superficie

cónica del hombro, y los segmentos infinitesimales asociados con los segmentos correspondientes.

Q_1 = Calor generado en el hombro de la herramienta,

Q_2 = Calor generado en el pin de la herramienta,

Q_3 = Calor generado en la punta del pin de la herramienta.

La expresión general para la generación de calor en cada una de las diferentes zonas de la herramienta / interfaz de pieza de trabajo es:

$$dQ = \omega \cdot r \cdot dF \quad \text{Ec. (2.4)}$$

donde dQ es el calor generado por unidad de tiempo, dF es la fuerza que actúa en la superficie a una distancia r de la línea central de la herramienta y ω es la velocidad angular d .

En la Figura 2.6 (a), se muestra la superficie horizontal del pasador de la herramienta. Un segmento infinitesimal en esta superficie $dA = r d\theta dr$ es activado por el esfuerzo de cizallamiento por fricción (τ_{corte}) y genera una cantidad infinitesimal de calor dado como,

$$dQ_3 = \omega \cdot r^2 \cdot \tau_{corte} \cdot d\theta \cdot dr \quad \text{Ec. (2.5)}$$

Integrando lo anterior sobre el área inferior del pin de la herramienta que obtenemos,

$$Q_3 = \frac{2}{3} \pi \tau_{corte} \omega R_{pin}^3 \quad \text{Ec. (2.6)}$$

En la Figura 2.6 (b), se muestra la parte cilíndrica del pasador donde el segmento infinitesimal $dA = r d\theta dz$ actúa por τ_{corte} y el calor generado se da como,

$$dQ_2 = \omega \cdot R_{pin}^2 \tau_{corte} \cdot d\theta \cdot dz \quad \text{Ec. (2.7)}$$

Integrando lo anterior sobre la superficie cilíndrica del pasador,

$$Q_2 = 2\pi \tau_{corte} R_{pin}^2 \omega \quad \text{Ec. (2.8)}$$

En la Fig. 2.6 (c), la parte cónica del hombro de la herramienta se muestra donde el segmento infinitesimal se aproxima como $dA = r d\theta (dr + dz) = r d\theta (dr + dr \tan \alpha) = r d\theta dr (1 + \tan \alpha)$, es accionado por τ_{corte} y el calor generado se da como,

$$dQ_1 = \omega \cdot r^2 \cdot \tau_{corte} \cdot (1 + \tan(\alpha)) \cdot dr \cdot d\theta \quad \text{Ec. (2.9)}$$

Integrando lo anterior sobre la superficie cónica del hombro de la herramienta,

$$= 2\pi(1 + \tan(\alpha))\tau_{corte}(R_{hombro}^3 - R_{pin}^3) \quad \text{Ec. (2.10)}$$

En el modelo anterior de generación de calor, se considera constante tanto a ω como a τ_{corte} . Pero, dependiendo del tamaño de la herramienta y las condiciones de rotación de la herramienta, estos parámetros pueden variar significativamente (en términos de r y θ) y las expresiones de generación de calor deben modificarse en consecuencia. Algunas otras expresiones aproximadas para la generación de calor utilizadas en la literatura se presentan en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3. Algunos otros modelos de generación de calor aproximados utilizados en la literatura.

Supuestos (ref.)	Utilización de la ecuación de generación de calor.
1. Calor generado solo en el hombro. 2. Solo calentamiento por fricción, es decir, μ es el coeficiente de fricción cinética [32].	$Q = \frac{\pi\omega\mu F(R_{hombro}^2 + R_{hombro}R_{pin} + R_{pin}^2)}{45(R_{hombro} + R_{pin})}$
1. La potencia promedio (P_{av}) está relacionada con el par medido (M_{total}) por $P_{av} = M_{total}\omega$ [33].	$\dot{q}(r) = \frac{P_{av}r}{\left(\frac{2}{3}\right)\pi R_{hombro}^3 + 2\pi H_{pin}R_{pin}^2}$
1. La presión P en la herramienta se calcula a partir de la fuerza [34].	$q_0 = \frac{4}{3}\pi^2\mu P\omega R_{hombro}^3$

Otro aspecto que vale la pena mencionar es el efecto de la velocidad de desplazamiento en la entrada de calor de la soldadura. Aunque, las ecuaciones de generación de calor descritas anteriormente son independientes de la velocidad de desplazamiento, la entrada de calor de la soldadura disminuye y la potencia consumida aumenta con el aumento de la velocidad de desplazamiento a velocidades constantes de velocidad de rotación de la herramienta (es decir, avance por revolución (APR)). La observación es bastante intuitiva ya que en un tiempo dado ahora se procesa más material. Además, a mayor velocidad de desplazamiento, el material delante de la herramienta tiene menos tiempo para precalentar, lo que reduce el reblandecimiento del material, lo que conlleva un mayor torque y, por lo tanto, un mayor requerimiento de potencia para procesar el material. A medida que aumenta la velocidad de desplazamiento de la herramienta, la entrada de calor a la soldadura disminuye, lo que provoca un menor ablandamiento del material alrededor de la herramienta, lo que a su vez aumenta la demanda de mayor potencia.

2.1.3.2. Generación de calor a partir de la deformación plástica

La entrada de energía en la soldadura proveniente de la energía de deformación en la masa se puede separar en dos partes, (a) fracción almacenada en la microestructura, y (b) fracción convertida en calor. Aunque, no existen mediciones experimentales de estas fracciones los resultados de las simulaciones numéricas predicen que el grado de calor obtenido a partir de la deformación plástica a granel puede variar entre 2 y 20% [35], [36].

2.1.4. Transferencia de calor durante el proceso de FSSW

En la Figura 2.7 se muestra un esquema del proceso general de transferencia de calor en FSSW, donde se muestran el destino de transferencia de energía y los principales mecanismos de control de velocidad asociados.

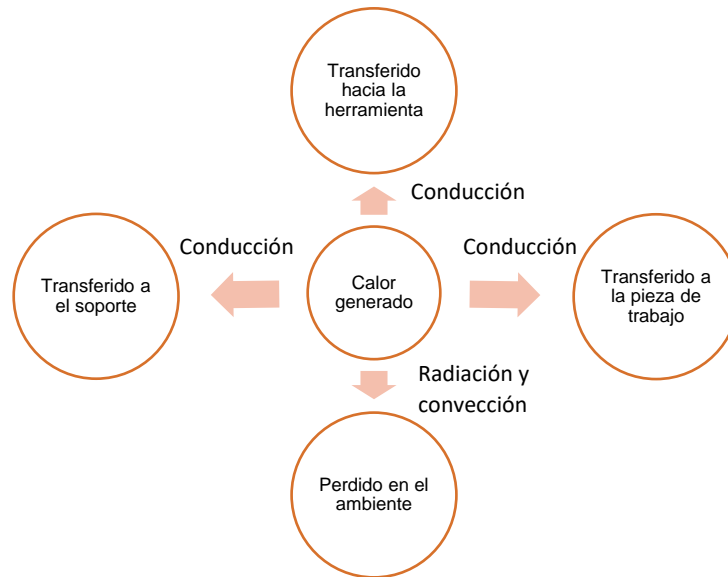


Figura 2.7. Esquema de los procesos de transferencia de calor que se producen durante el proceso de soldadura por punto por fricción-agitación.

Nótese que el calor transferido a la herramienta/soporte también depende de la conductividad intrínseca del soporte y el material de la herramienta. Aquí, la transferencia de calor convectivo de la pieza de trabajo al soporte/herramienta se supone que es de velocidad controlada.

La ecuación gobernante para la transferencia de calor se da como,

$$\frac{\partial}{\partial t} \rho(C_p T) = -\vec{\nabla} \cdot \rho \vec{u}(C_p T) - \vec{\nabla} \cdot (k \vec{\nabla} T) + \dot{q} \quad \text{Ec. (2.11)}$$

donde ρ es la densidad del material, C_p es la capacidad de calor específica, T es la temperatura, u es la velocidad, k la conductividad térmica y q es la tasa de generación de calor. Si se descuida la transferencia de calor por convección, la ecuación puede resolverse directamente para la distribución de la temperatura utilizando una ecuación de generación de calor apropiada. Un ejemplo típico de este enfoque se ve en [37], donde la ecuación de generación de calor se expresa como,

$$q_0 = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P \omega R_{hombro}^3 \quad \text{Ec. (2.12)}$$

donde se supone que P y μ son constantes a través de la interfaz hombro / pieza de trabajo y se supone que la generación de calor se debe únicamente a la fricción en la interfaz hombro / pieza de trabajo (es decir, Q_1). El calor generado debido a la fricción en el pasador / pieza de trabajo (Q_2), el fondo del pasador / pieza de trabajo (Q_3) y la deformación plástica dentro del volumen de la pieza de trabajo se ignora. Un modelo térmico similar, que descuida el aspecto de deformación de FSSW, fue resuelto por Simar y colaboradores [38] donde q_0 se obtiene a partir del par medido y la velocidad de rotación (para dar entrada de potencia) de la herramienta.

Otro factor importante que influye en las predicciones de temperatura son las condiciones de contorno seleccionadas que incluyen (a) pérdida de calor en el soporte y (b) pérdida de calor en la herramienta.

Es evidente que el valor del coeficiente de transferencia de calor varía significativamente según las condiciones experimentales. Aunque, en la mayoría de los casos, se asume un coeficiente convectivo constante, en realidad el coeficiente de transferencia de calor cambia con el tiempo y la temperatura. Esta variación en el coeficiente de transferencia de calor puede explicarse fácilmente en relación con la Figura 2.8, donde se muestra esquemáticamente el cambio en la forma inicial de la pieza después de la soldadura (debido a las tensiones residuales generadas).

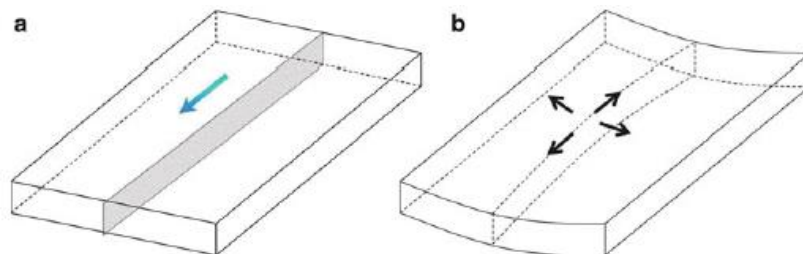


Figura 2.8. (a) Forma inicial de las piezas a soldar. La región sombreada es la interfaz, mientras que la flecha muestra la dirección de soldadura. (b) Forma final de la pieza debido a la tensión residual. La deformación de la forma durante la soldadura se complica por las fuerzas de sujeción.

Este cambio en la forma depende de las condiciones de sujeción y las características de la pieza de trabajo que causan que las condiciones de contacto cambien durante la soldadura. Obviamente los problemas asociados en la definición del coeficiente de convección entre la pieza y el soporte son subjetivas y difíciles de definir, lo que da como resultado diferencias en los valores de coeficiente de transferencia de calor adoptados. Sin embargo, considerando el promedio de entrada de potencia durante FSSW (oscila entre ~ 1,000 y 3,000 W), una elección inadecuada del coeficiente de transferencia de calor puede afectar apreciablemente los valores de temperatura simulados.

La característica de transferencia de calor entre la pieza de trabajo y la herramienta es significativamente diferente de la situación de la pieza de trabajo / yunque. Debido a la presión vertical continua (durante la soldadura en estado estable), el contacto de la pieza / herramienta siempre permanece íntimo. En consecuencia, no se espera mucha variación en el coeficiente de transferencia de calor por convección. Por lo tanto, se espera que la transmisión de calor a la herramienta sea más fácil, aunque su magnitud absoluta está determinada por el área de interfaz herramienta / pieza de trabajo, que es mucho más pequeña en comparación con el soporte / pieza de trabajo. En consecuencia, las condiciones de frontera de Neumann se pueden adoptar donde,

$$-k \frac{dT}{dz} = -(Q_1 + Q_2 + Q_3) \quad \text{Ec. (2.13)}$$

donde k es la conductividad térmica del material de la herramienta, mientras que Q_1 , Q_2 y Q_3 son como se definieron anteriormente.

2.1.5. Parámetros de velocidad de rotación, avance y carga

El estudio del efecto de la velocidad de rotación en la calidad de la soldadura mostro que la mezcla y la generación adecuada de calor depende de la rotación. Si es baja la velocidad de rotación, el calor generado es bajo y, por lo tanto, el

mezclado del material no es el adecuado, independientemente de la velocidad de soldadura.

Las principales variables críticas que controlan la calidad de la soldadura [39]:

- Velocidad de rotación, esta variable al aumentar su valor aumenta la fricción y genera una mayor cantidad de calor en el proceso.
- Velocidad de penetración, es la velocidad con la que comienza la etapa de hundimiento de la herramienta para penetrar el material a unir.
- Velocidad de avance de la herramienta, es importante para el calor de entrada a la pieza.
- Fuerza se requiere una fuerza axial consistente para producir en la unión una microestructura homogénea.

La velocidad a la cual se genera el calor, el historial de temperatura, la velocidad de enfriamiento y el torque son el resultado de la combinación de las variables críticas del proceso, estas determinan la evolución de la microestructura de la soldadura y las propiedades mecánicas.

La velocidad de soldadura solo decide la cantidad de calor suministrado al material base para unir. Las características que tenga la FSSW serán influenciados por el material y temperatura de distribución, cruzados directamente con el pin/hombro la geometría y los parámetros de soldadura.

La eficiencia de la junta disminuye con el aumento de la velocidad de soldadura, quiere decir que la agitación es insuficiente a mayores velocidades. El aumento de velocidad conduce a una menor generación de calor con un enfriamiento más rápido del material plastificado, reduciendo así el área ablandada, es decir, que el material no tiene la fluidez suficiente para moverse alrededor de la herramienta generando huecos en la unión.

La relación de la velocidad de rotación a la velocidad de soldadura (x / m) en la soldadura por punto por fricción-agitación juega un papel vital. Al aumentar ($x /$

m), se observa una ligera disminución en las propiedades de tracción efectiva. Esto se debe a un mayor aporte de calor y ablandamiento del material en estas regiones, además, el aumento de la relación (x / m) da como resultado un grano de soldadura más grande, debido a un aumento en la entrada de calor y un flujo de material más fácil. Por lo tanto, la probabilidad de una penetración de raíz incompleta se reduce cuando se aumenta la relación (x / m).

2.1.6. Zonas generadas en la FSSW

Existe una nomenclatura para describir las diferentes regiones microestructurales presentes después de unir piezas mediante FSSW (ver Figura 2.9). La soldadura por punto por fricción-agitación seccionada transversalmente muestra las cuatro zonas características, que incluyen el material base (BM), la zona afectada por el calor (HAZ), la zona afectada termo-mecánicamente (TMAZ o TZ), la zona de agitación (SZ).

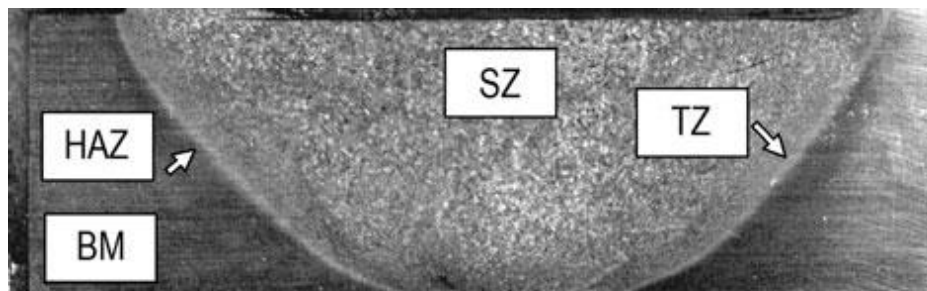


Figura 2.9 Sección transversal macroscópica de la soldadura con las cuatro regiones características de la soldadura indicadas [40].

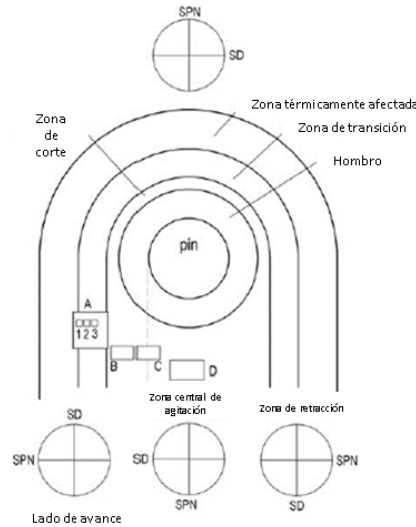


Figura 2.10 Representación esquemática de las distintas regiones de microestructura alrededor de la herramienta de agitación por fricción [40].

Como se muestra esquemáticamente en la Figura 2.10, generalmente se señala que hay una capa de material, llamada "zona de corte" o "capa de corte" (SZ), que alcanza la temperatura más alta y fluye a la temperatura más alta. Esta región también acumula la mayor tensión durante la soldadura y, en última instancia, constituye la zona de agitación después de que la herramienta haya pasado y la deformación haya finalizado. Fuera de la zona de corte está la zona de transición (TMAZ o TZ), que sirve como amortiguador entre el material no deformado en la zona afectada por el calor y el material que se mueve a la velocidad más alta en la zona de corte. Esta región también experimenta deformación durante la soldadura, pero las deformaciones totales son más pequeñas y las tasas de deformación son más bajas que en la zona de agitación. La zona térmicamente afectada (HAZ) experimenta un aumento de temperatura durante la soldadura, pero no experimenta ningún esfuerzo debido a la herramienta giratoria. Finalmente, se tiene la zona del material base (BM), esta zona también experimenta un aumento de temperatura, pero la temperatura ni el tiempo son suficientes para inducir un cambio en el material base.

2.1.7. Ventajas en la utilización de la FSSW

Como se mencionó anteriormente la utilización del proceso de soldadura por punto por fricción-agitación ha llamado la atención a diversas industrias las cuales buscan los beneficios que este tipo de proceso brinda. Mediante este proceso se hace posible crear una soldadura de alta calidad con baja entrada de calor, es decir que, no se llega a la fusión del material, se obtiene una mínima distorsión sin la necesidad de un material de aporte. Otra de las características importantes que posee es que, se considera una tecnología altamente eficiente y más amigable con el medio ambiente que los métodos de soldadura tradicionales, debido a que, durante el proceso no se generan humos y vapores. En la actualidad los procesos ecológicos han tomado gran importancia, debido a gran número de normas establecidas que tienen como finalidad proteger al medio ambiente, es por ello que esta tecnología cada vez se considera más para formar parte de los procesos de producción. Algunos beneficios se describen en la Tabla 2.4.

Tabla 2.4. Ventajas del proceso de unión de FSSW.

Beneficios metalúrgicos	Beneficios ambientales
Distorsión aceptable.	No se requiere gas de protección.
Proceso de soldadura en fase sólida.	Elimina los residuos de molienda.
Buena estabilidad dimensional y repetibilidad.	Requiere limpieza mínima de la superficie
Sin pérdida de elementos de aleación.	Elimina los disolventes necesarios para el desengrasado.
Propiedades mecánicas mejoradas en la articulación.	El ahorro de materiales consumibles incluye alfombras, cables o cualquier otro gas.
Microestructura recristalizada fina.	No hay emisiones nocivas.
El agrietamiento por solidificación es inexistente.	
Reemplaza partes unidas por sujetadores.	

2.1.8. Defectos en la FSSW

Existen gran cantidad de defectos que pueden aparecer al momento de realizar la soldadura, algunos de estos son:

- Defectos relacionados con el flujo de material. Su apariencia es muy usual en soldaduras de materiales diferentes. De hecho, la gran diferencia en las propiedades de flujo de los materiales de base a la temperatura de soldadura perturba el flujo de material (ver Figura 2.11). Dichos defectos pueden ser controlados por la geometría de la herramienta, la posición de la herramienta, la posición del material o los parámetros de soldadura.

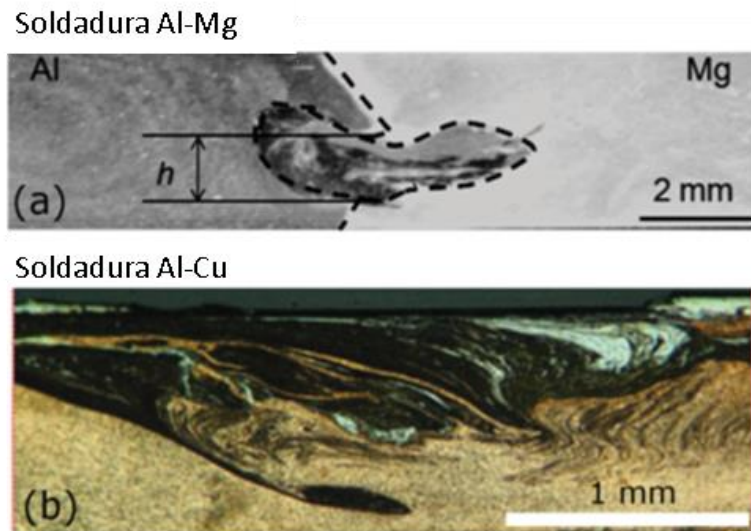


Figura 2.11. Flujo similar a un vórtice en (a) una soldadura Al 6063-Mg AZ31B y (b) una soldadura Al 5083-Cu DHP [41].

- Desgaste de la herramienta. Es un problema en la soldadura, especialmente cuando se trabaja con materiales muy duros. A medida que el desgaste de la herramienta cambia la geometría de sus características, puede conducir a la modificación del flujo de material y, por lo tanto, a disminuir el rendimiento de la soldadura (Figura 2.12) [40].

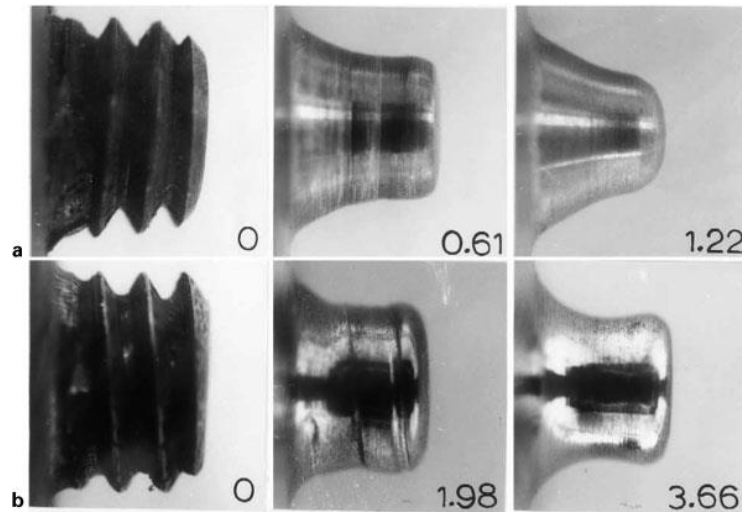


Figura 2.12. Evolución de la forma de la herramienta debido al desgaste en FSSW del compuesto de matriz metálica de Al 6061 +20 vol. -%Al₂O₃ usando una herramienta de acero templado con aceite AISI a 1000 rev/min. y velocidades de desplazamiento de a) 3 mm/s y b) 9 mm/s: se indican las distancias recorridas por la herramienta en metros.

- Formación de compuestos intermetálicos. Generalmente se forman en la interfaz entre diferentes soldaduras metálicas con una buena afinidad química. Estas fases se forman en tan solo unos segundos en estado sólido durante el FSSW y bajo gran deformación plástica, por lo tanto, pueden presentar una formación fuera del equilibrio. El problema es que generalmente son compuestos frágiles.
- Contaminación por parte de la herramienta. Es un problema debido a la difusión, la cual causa la migración de las partículas de la herramienta hacia el material base (ver Figura 2.13). Es un problema común en la soldadura, ya que, durante el proceso se ven involucradas altas temperaturas y esfuerzos altos, lo que facilita este proceso de movimiento molecular.

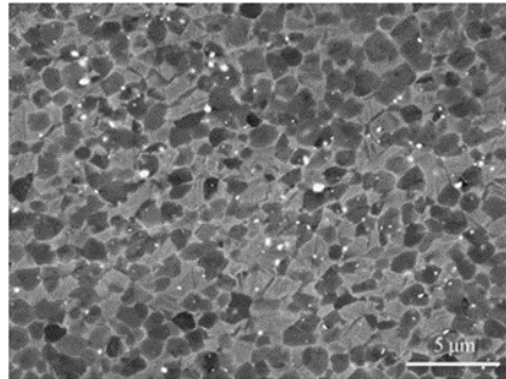


Figura 2.13. Imagen SEM retro dispersada de la contaminación de tungsteno en la SZ de FSP Ti-6Al-4V [42].

- Microgrietas, defectos de túnel, porosidades y defectos de banda. La formación de estos defectos se puede deber tanto a la geometría y las características de la herramienta, así como, a las velocidades del proceso, por lo tanto, la combinación de estas características puede afectar la formación o eliminación de defectos (ver Figura 2.14). Zhenlei Liu et al. [24] realizaron una comparación entre un pin de herramienta roscado y no roscado y han demostrado que las mejores soldaduras, se realizaron con el pasador roscado. Este provoca una mezcla extra de material debido a un movimiento de material hacia arriba / hacia abajo.

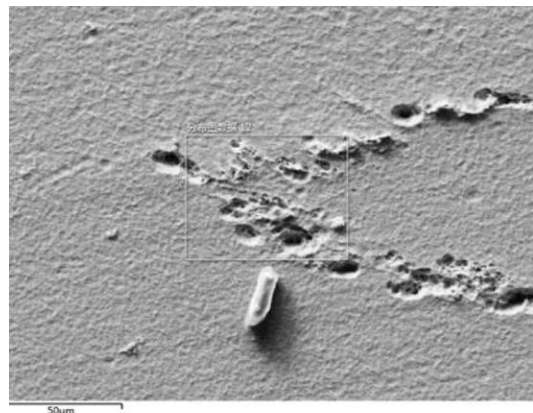


Figura 2.14. Porosidad inducida por la deformación durante el proceso [24].

El comportamiento de la soldadura por punto por fricción-agitación es una función de su naturaleza, tamaño, distribución y continuidad / discontinuidad, por lo que los defectos presentados disminuyen la calidad de la misma y tienden a tener un gran impacto en la disminución de las propiedades mecánicas.

2.2. Generalidades del titanio

El titanio está presente en la corteza terrestre a un nivel de alrededor del 0,6% y, por lo tanto, es el cuarto metal estructural más abundante después del aluminio, el hierro y el magnesio. Las fuentes minerales más importantes son la ilmenita (FeTiO_3) y el rutilo (TiO_2).

2.2.1 historia del titanio

Fue descubierto en 1791 por Gregor, un clérigo y mineralogista aficionado, tuvo la sospecha de un elemento nuevo y desconocido presente en una capa oscura y magnética (ilmenita) en Cornwall (Reino Unido). En 1795, Klaproth, un químico alemán, analizó el rutilo de Hungría e identificó un óxido de un elemento desconocido, el mismo que el reportado por Gregor [41]. Klaproth nombró al elemento como titanio. No fue hasta bien entrado el siglo XX (1937-1940) que Kroll desarrolló en Luxemburgo un proceso comercialmente atractivo para extraerlo [42].

El interés en las propiedades del titanio comenzó después de la Segunda Guerra Mundial a finales de los años 1940 y principios de los 50. Especialmente en los EE. UU., Los principales programas patrocinados por el Gobierno de los Estados Unidos llevaron a la instalación de plantas de producción de esponjas de titanio de gran capacidad.

Alta resistencia, baja densidad y excelente resistencia a la corrosión son las principales propiedades que hacen que el titanio sea atractivo para una variedad de aplicaciones. Los ejemplos incluyen aeronaves (alta resistencia en combinación con baja densidad), motores aeronáuticos (alta resistencia, baja densidad y buena resistencia a la deformación hasta aproximadamente 550 °C), dispositivos biomédicos (resistencia a la corrosión y alta resistencia) y componentes en el procesamiento químico (resistencia a la corrosión). Existen dos áreas de aplicación clásicas para las aleaciones de titanio: estructuras de aviones y aeromotores (Figura 2.15). Estos son impulsados por la eficiencia estructural superior de las aleaciones de titanio [29].

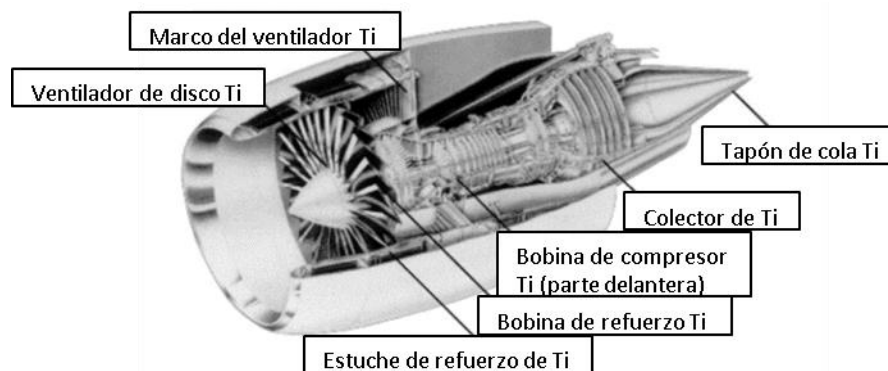


Figura 2.15. Uso de titanio en el aeromotor GE-90.

2.2.2. Propiedades físicas y químicas del titanio

Algunas de las características básicas del titanio y sus aleaciones se enumeran en la Tabla 2.5 y se comparan con las de otros materiales metálicos estructurales basados en Fe, Ni y Al. Aunque el titanio tiene una excelente relación de resistencia y densidad, es utilizado solo para ciertas áreas debido a su alto precio de extracción y procesamiento. Los altos precios del procesamiento se deben principalmente a

que es necesario utilizar una atmosfera inerte o vacío durante el proceso de producción, ya que, el titanio tiene una alta reactividad con el oxígeno.

La alta reactividad del titanio con el oxígeno limita la temperatura de uso máxima de las aleaciones de titanio a aproximadamente 600 ° C. Por encima de esta temperatura, la difusión de oxígeno a través de la capa superficial de óxido se vuelve demasiado rápida, lo que resulta en un crecimiento excesivo de la capa de óxido y en la fragilidad de la capa adyacente rica en oxígeno de la aleación de titanio [29].

Tabla 2.5. Algunas características importantes de las aleaciones basadas en titanio y titanio en comparación con otros materiales metálicos estructurales basados en Fe, Ni y Al [29].

	Ti	Fe	Ni	Al
Temperatura de fusión (° C)	670	1538	1455	660
Transformación alotrópica (° C)	$\beta \rightarrow 882 \alpha$	$\gamma \rightarrow 912 \alpha$	-	-
Estructura cristalina	bcc \rightarrow hex	fcc \rightarrow bcc	fcc	fcc
Temperatura ambiente E (GPa)	115	215	200	72
Nivel de estrés de rendimiento (MPa)	1000	1000	1000	500
Densidad (g / cm ³)	4.5	7.9	8.9	2.7
Resistencia a la corrosión comparativa	Muy alta	Baja	Media	Alta
Reactividad comparativa con oxígeno	Muy alto	Bajo	Bajo	Alto
Precio Comparativo de Metal	Muy Alto	Bajo	Alto	Medio

2.2.2.1 Estructura cristalina

El titanio puro exhibe una transformación de fase alotrópica a 882 °C, cambiando de una estructura de cristal cúbico centrada en el cuerpo (fase β) a

temperaturas más altas a una estructura de cristal hexagonal de empaquetamiento compacto (fase α) a temperaturas más bajas [43].

La temperatura de transformación exacta está fuertemente influenciada por elementos intersticiales y de sustitución y, por lo tanto, depende de la pureza del metal.

La celda unidad hexagonal de la fase α se muestra en la Figura 2.16 que también indica los valores de temperatura ambiente de los parámetros de red a (0.295 nm) y c (0.468 nm) [29].

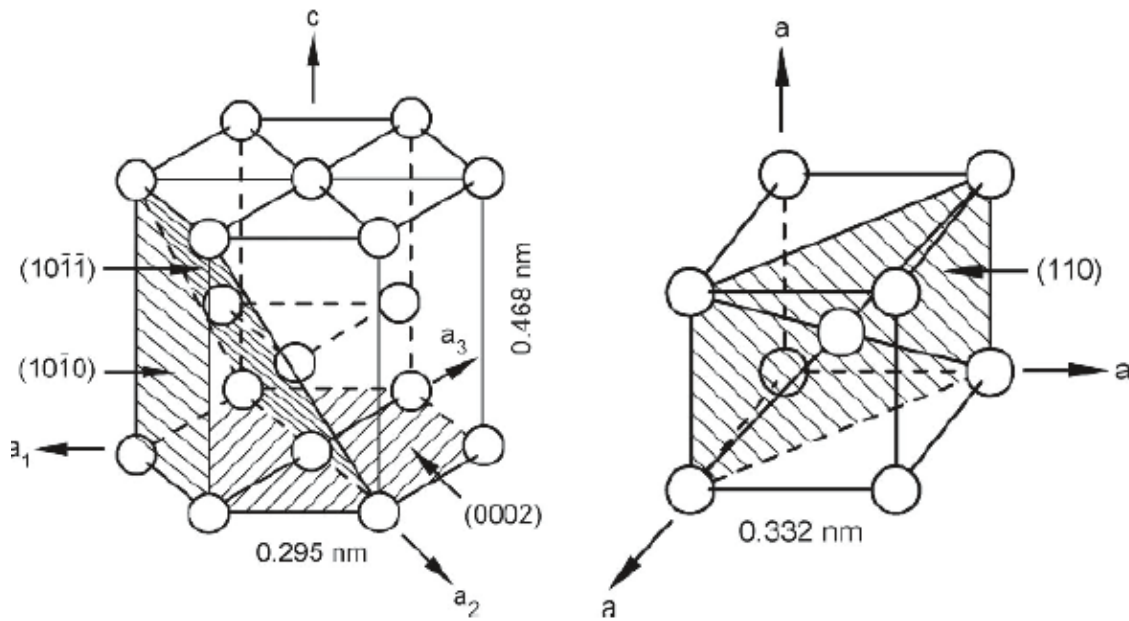


Figura 2.16. a) Celda unitaria de la fase α b) Celda unitaria de la fase β .

2.2.3. Diagramas de fase

Los elementos de aleación en titanio generalmente se clasifican en adiciones estabilizadoras α o β dependiendo de si aumentan o disminuyen la temperatura de transformación α / β de 882°C de titanio puro (ver Figura 2.17).

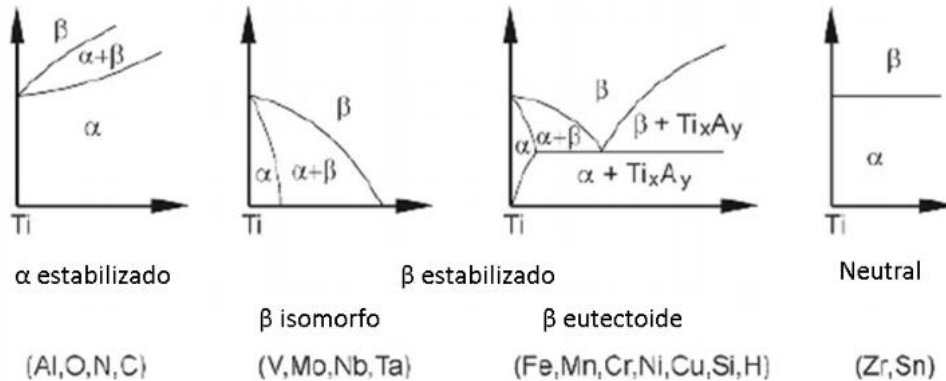


Figura 2.17. Efecto de los elementos de aleación en los diagramas de fase de aleaciones de titanio.

El elemento de sustitución Al y los elementos intersticiales O, N y C son todos estabilizadores α , son fuertes y aumentan la temperatura del transporte al aumentar el contenido de soluto. El aluminio es el elemento de aleación más utilizado en las aleaciones de titanio, ya que es el único metal común que aumenta la temperatura de transición y tiene grandes solubilidades en las fases α y β . Entre los elementos intersticiales, el oxígeno puede considerarse como un elemento de aleación en el titanio en aquellos casos en que el contenido de oxígeno se utiliza para obtener el nivel de resistencia deseado (ver Figura 2.18). Esto es especialmente cierto para los diferentes grados de titanio CP. Otros estabilizadores α incluyen B, Ga, Ge y los elementos raros, pero sus solubilidades sólidas son mucho más bajas en comparación con el aluminio o el oxígeno y ninguno de estos elementos se usa comúnmente como elemento de aleación [29], [44].

Los elementos estabilizadores β se dividen en elementos isomorfos β y elementos formadores eutectoides β , según los detalles de los diagramas de fase binarios resultantes. Los elementos β isomorfos más utilizados en las aleaciones de titanio son V, Mo y Nb (ver Figura 2.18). Las concentraciones suficientes de estos elementos permiten estabilizar la fase β a temperatura ambiente. Otros elementos

que pertenecen a este grupo que rara vez se usan o no se usan en absoluto debido a consideraciones de densidad, son Ta y Re. De los elementos formadores eutectoides β , Cr, Fe y Si se usan en muchas aleaciones de titanio, mientras que Ni, Cu, Mn, W, Pd y Bi tienen un uso muy limitado. Estos elementos se utilizan solo en una o dos aleaciones especiales. Otros elementos formadores β eutectoides, como Co, Ag, Au, Pt, Be, Pb y U, no se utilizan en absoluto en aleaciones de titanio [29].

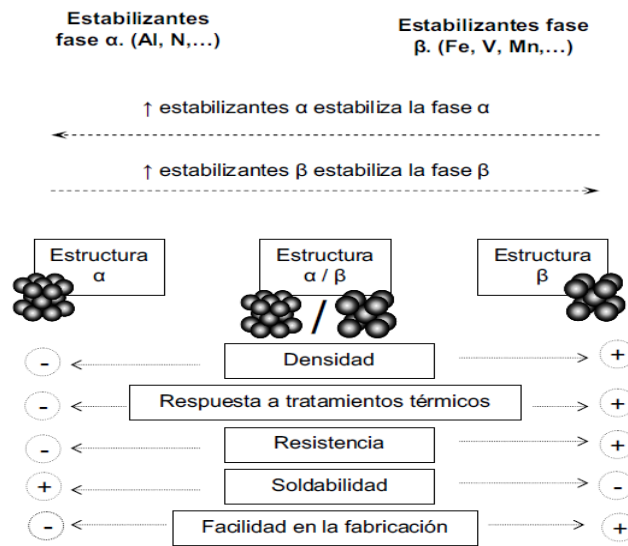


Figura 2.18. Influencia de los elementos de aleación sobre la estructura y propiedades.

2.2.4 Principales aleaciones del titanio

Titanio comercialmente puro: el titanio sin alear se utiliza para aprovechar su resistencia a la corrosión. Las impurezas como el oxígeno aumentan la resistencia del titanio, pero reducen su resistencia a la corrosión. Las aplicaciones incluyen intercambiadores de calor, tuberías, reactores, bombas y válvulas para las industrias químicas y petroquímicas.

Aleaciones de titanio tipo alfa: la aleación más común de todas las aleaciones alfa de titanio contiene 5% Al y 2,5% Sn, que proporciona endurecimiento por solución sólida a la estructura HCP de la fase alfa. Las aleaciones alfa se recuecen a altas temperaturas, dentro de la región beta. El enfriamiento en horno da una estructura alfa en forma de placas que proporciona una mejor resistencia a la termofluencia ([29], [44], [45]).

Aleaciones de titanio tipo beta: Grandes adiciones de vanadio o molibdeno producen, a temperatura ambiente, una estructura completamente beta, debido a que son ricas en estabilizadores beta, por lo que un enfriamiento rápido produce una estructura metaestable compuesta en su totalidad de beta. El endurecimiento se logra tanto gracias a la gran cantidad de los elementos de aleación como por envejecimiento de la estructura beta metaestable por precipitación de alfa ([45], [46]).

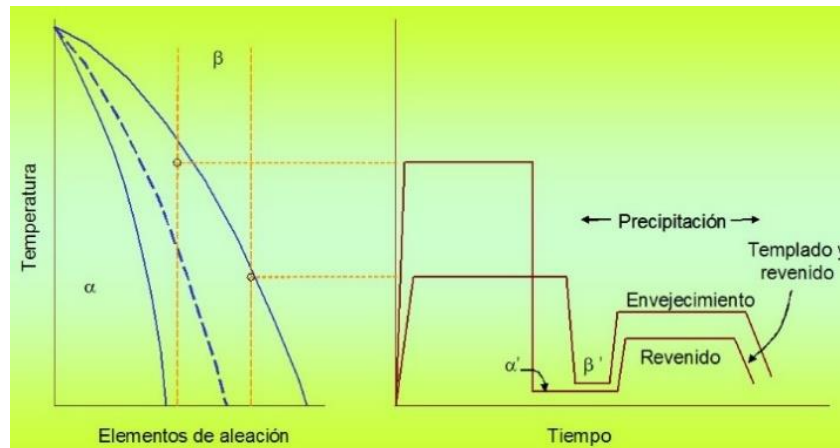


Figura 2.19. Tratamientos térmicos de las aleaciones $\alpha + \beta$.

Aleaciones de titanio tipo alfa- beta: Si la cantidad de estabilizador beta añadida al titanio es mayor (4-6%) que la de las aleaciones cercanas al alfa (α) (1-2%) se generará una nueva categoría de aleaciones de titanio llamada aleaciones $\alpha + \beta$ [46]. Las aleaciones $\alpha + \beta$ pueden tratarse térmicamente para obtener altas

resistencias (ver Figura 2.19). La aleación se solubiliza cerca de la temperatura de transformación en fase β , lo que permite que todavía quede cierta cantidad de fase α para evitar el crecimiento de grano. Después, la aleación se enfría rápidamente para formar una solución sólida sobresaturada metaestable β' o martensita de titanio α' . Posteriormente, la aleación es envejecida o revenida alrededor de 500°C . Durante el envejecimiento, las fases α y β anteriores al enfriamiento, y los precipitados de las fases β' o α' , aumentan considerablemente la resistencia de la aleación (ver Figura 2.20) [45].

Como categoría, las aleaciones alfa-beta tienen una mayor resistencia mecánica, pero son menos maleables que las aleaciones alfa. Esta categoría acumula más del 50% de todos los usos del titanio [43].

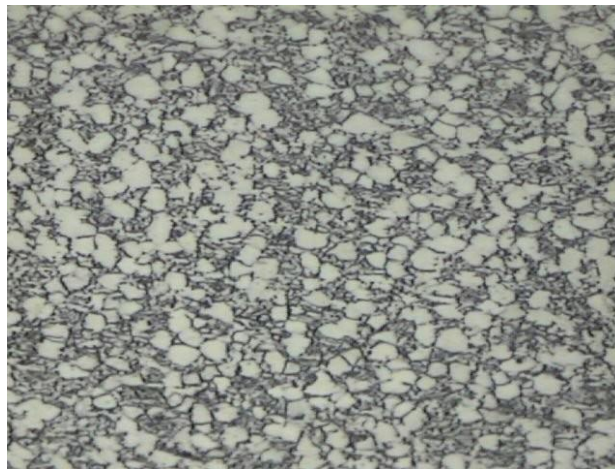


Figura 2.20. Microestructura conteniendo fase α primaria y una matriz β oscura con agujas de α' formadas durante el envejecimiento.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] E. D. N. J. C. N. M. G. M. P. T. a. C. J. D. W. M. Thomas, «International Patent Application,» p. PCT/GB92/02203, 1991.
- [2] C. D. C. B. T. G. G. E. C. A. M. S. I. C. W. & B. E. O. William R. Longhurst, «Development of friction stir welding technologies for in-space manufacturing,» *Springer*, 2017.
- [3] P. S. D. N. K. Rajiv Sharan Mishra, Friction stir welding and processing, Texas USA: Springer, 2014.
- [4] A. R. G. F. H. S. F. d. S. N. G. A. A. H. Plaine, «Process parameter optimization in friction spot welding of AA5754 and Ti6Al4V dissimilar joints using response surface methodology,» 2015.
- [5] M. Z. Mishra RS, Friction stir welding and processing, Mater Sci Eng R., 2005.
- [6] D. P. K. N. Mishra RS, «Friction stir welding and processing,» 2014.
- [7] S. A. Avettand-Fènoël M-N, «A review about frictionstir welding of metal matrix composites.,» vol. 120, nº 1-17, 2016.
- [8] Y. Yue, «Effect of welding speed on joint feature andmechanical properties of friction stir lap welding assisted by external stationary shoulders,» *Springer*, 2016.
- [9] C. Z. Lohwasser D, « Friction stir welding – from basics to application.,» *Cambridge*, vol. Woodhead Publishing Limited, 2010.

- [10] W. G. E. e. a. Buhl N, «Microstructural and mechanical investigations of friction stir welded Ti/Ti and Ti Alloy/Ti Alloy Joints,» de *Friction stir welding processes VII*, 2013, p. 141–149..
- [11] A. J. S. M. F. M. Almoussawi, «Wear of Polycrystalline Boron Nitride Tool During the Friction Stir Welding of Steel,» *Springer*, 2018.
- [12] C. Z. Y.-c. L. X.-g. L. D.-p. W. H.-j. L. Lei Cui, «Recent progress in friction stir welding tools used for steels,» *Springer*, 2018.
- [13] D. A. B. H. e. a. Rai R, «Review friction stir welding tools,» de *Sci Technol Weld Join*, 2011, p. 25–342.
- [14] S. Y. K. H. e. a. Zhang Y, «Stir zonemicrostructure of commercial purity titanium friction stir welded using PCBN tool,» de *Mater Sci Eng J.* , 2008, p. 25–30..
- [15] T. B., « Tungsten based tool material development for the friction stir welding of hard metals,» de *Friction stir welding and processing VI*, Seattle, Wiley and sons inc., 2011, p. 105–112.
- [16] R. M. Edwards PD, «Material flow during friction stir welding of Ti-6Al-4V,» *JMater Process Technol.*, nº 218, p. 107–115, 2015.
- [17] R. M. Edwards PD, «Investigation of microstructure, surface and subsurface characteristics in titanium alloy friction stir welds of varied thicknesses,» *Sci TechnolWeld Join*, vol. 5, nº 14, p. 476–483, 2009.
- [18] R. M. Edwards PD, «Effect of process conditions on superplastic forming behaviour in Ti-6Al-4V Friction stir welds,» *Sci TechnolWeld Join*, vol. 7, nº 14, p. 669–680, 2010.



- [19] F. L. F. Buffa G, «On the choice of tool material in friction stir welding of titanium alloys,» de *North American manufacturing research conference*, Notre Dame, IN, USA, 2012.
- [20] T. B., *Tool degradation characterization in the friction stir welding of hard metals [MSc thesis]*, Ohio State University, 2010.
- [21] T. B., «Friction stir welding of hardmetals using advanced refractory alloys,» EWI Cooperative Research Program Report, 2010.
- [22] P. S. D. N. K. Rajiv Sharan Mishra, «Tool Features,» de *Friction Stir Welding and Processing, Science and Engineering*, University of North Texas, Denton, TX, USA, Springer, 2014, pp. 101-107.
- [23] A. K. S. a. M. Manjaiah, «Friction Stir Welding—An Overview,» de *Advanced Manufacturing Technologies*, Manipal Institute of Technology, Manipal, Karnataka, India, Springer, 2017, pp. 161-184.
- [24] K. Y. Y. Y. D. Y. Zhenlei Liu, «Friction Stir Lap Welding Ti–6Al–4V Alloy Using a Threaded Pin by Simulation and Experimental Investigation,» *Springer*, 2018.
- [25] K. E. K. a. A. L. P. RICHARD W. FONDA, «Thermal Stir Welds in Titanium,» *CrossMark*, 2015.
- [26] D. T. Frank Philip Bowden, *Friction : an Introduction to Tribology*, Anchor Press, 1973.
- [27] B. Bhushan, *Introduction to tribology*, John Wiley & Sons, 2002.
- [28] A. J. d. Santis, *Analisis de fallos en sistemas aeronauticos*, Madrid: Paraninfo, 2015.

- [29] J. C. Gerd Lütjering, Titanium, Alemania: Springer, 2007.
- [30] G. Dieter, Mechanical Metallurgy, Boston: McGraw-Hill Co., 1986.
- [31] J. H. H. Schmidt, «A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding,» *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* , 2005.
- [32] X. Q. Y.J. Chao, «Thermal and thermo-mechanical modeling of friction stir welding of aluminum alloy,» *Mater. Process. Manuf. Sci.*, 1998.
- [33] J. K. A. R. M.Z.H. Khandkar, «Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque model.,» *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2003.
- [34] Ø. G. O. M. Ø. Frigaard, « A process model for friction stir welding of age hardening aluminium alloy,» *Metall. Mater. Trans.*, 2001.
- [35] H. S. M.J. Russell, «Analytical modeling of microstructure development in friction stir welding,» *Proc. First Int. Symp. on Friction Stir Welding*, 1999.
- [36] M. P. D. G. T. M. P. Colegrove, «3-Dimensional flow and thermal modeling of the friction stir welding process,» *Proceedings of Second International Symposium on Friction stir welding*, 2000.
- [37] Ø. G. O. M. Ø. Frigaard, «A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys,» *Metall. Mater. Trans. A.*, vol. 32, p. 1189–1200 , 2001.
- [38] Y. B. B. d. M. A. D. C. G. T. P. A. Simar, «Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys: process, microstructure and properties,» *Prog. Mater. Sci.* , vol. 57, p. 95–183, 2012.



- [39] R. R. P. L. P. a. I. A. K. Aleem Pasha M.D., «INFLUENCE OF PROCESS AND TOOL PARAMETERS ON FRICTION STIR WELDING,» *International Journal of Applied Engineering and Technology* , vol. 4, pp. 54-69, 2014.
- [40] Y. Y. N. T. Ikuta A, «Influence of tool thread on mechanical properties of dissimilar Al alloy friction stir spot welds,» *Sci Technol Weld Join*, vol. 8, pp. 622-629, 2012.
- [41] B. E, *Encyclopædia Britannica*, Encyclopaedia Britannica Online., 2001.
- [42] G. SJ, « Titanium process technologies,» *Adv Mater Process*, vol. 159, pp. 2002-007, 2001.
- [43] W. Z. Ezugwu E, «Titanium alloys and their machinability—a review.,» *J Mater Process Technol*, vol. 68, nº 3, p. 262–274, 1997.
- [44] J. P. Davim, *Machining of Titanium Alloys*, Portugal: Springer, 2014.
- [45] A. A. S. G. OSCAR ENRRIQUE PINILLA NAVARRO, «CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL DE LA ALEACION DE TITANIO,» UNIVERSIDAD AUTONOMA DEL CARIBE , BARRANQUILLA, 2014.
- [46] J. VA, *Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features.*, Boca Raton: CRC Press, 2006.

3.CAPÍTULO

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este capítulo se hace mención del procedimiento experimental empleado para este trabajo de tesis. A si mismo se dará una breve descripción de las técnicas que se llevaron a cabo para realizar la caracterización del material. Entre las técnicas de caracterización se encuentran las siguientes: microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB), entre otras. Además, se dará una pequeña descripción de los equipos utilizados durante la experimentación. En la Figura 3.1 se observa el procediendo experimental que se llevó a cabo.

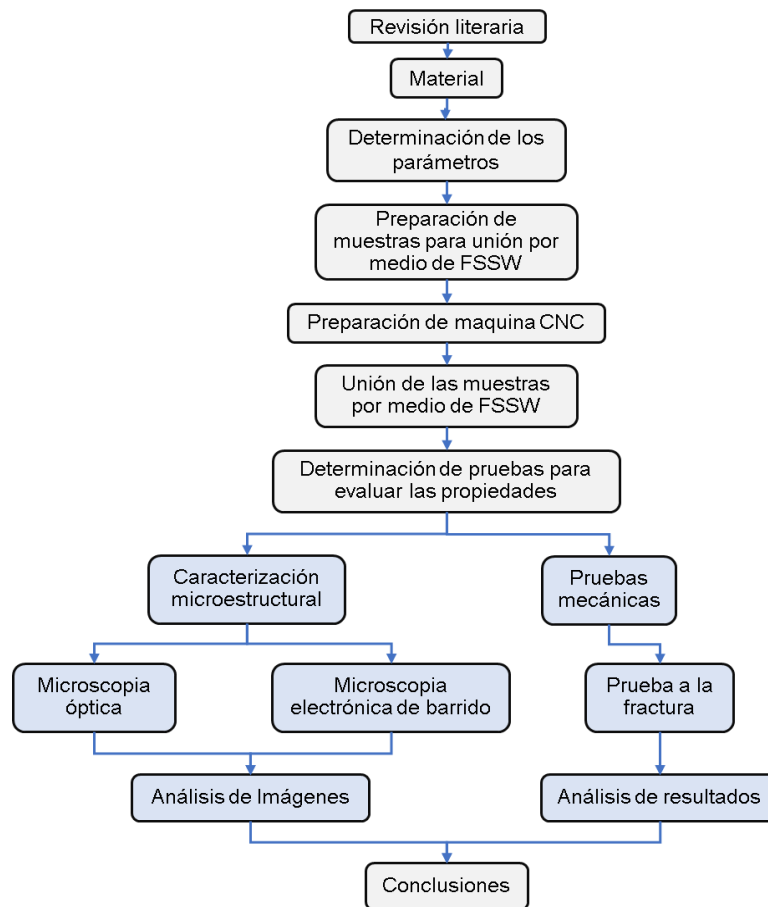


Figura 3.1. Procedimiento experimental.

Cabe destacar que los principales parámetros a controlar en el proceso de FSSW son:

- Velocidad de rotación (RPM).
- Tiempo de sostenimiento (s).
- Velocidad de penetración (mm/min).

A partir de la revisión literaria, se han determinado las velocidades a utilizar en la aleación de Ti-6Al-4V.

3.1. Material de estudio

Para llevar a cabo este trabajo de tesis, se utilizó una aleación de titanio $\alpha + \beta$ grado 5 denominada Ti-6Al-4V. Esta aleación es la más utilizada, comúnmente se emplea en la industria aeroespacial, o biomédica para la fabricación de pequeños componentes, pero a pesar de sus excelentes características mecánicas, tales como, una buena relación entre resistencia y tenacidad, a pesar de esto, no es utilizada con fines estructurales, debido a que los métodos convencionales de soldadura producen una la disminución de propiedades mecánicas, por lo tanto, el estudio de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) en esta aleación es relativamente nuevo.

En la Tabla 3.1 y Tabla 3.2, se muestra la composición química y las propiedades mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V [1]. Esta aleación fue desarrollada con el fin de facilitar los procesos de mecanizado y mantener las propiedades mecánicas. El trabajo actual está enfocado en mejorar el proceso de soldadura por punto por fricción-agitación en la aleación de Ti-6Al-4V, con la finalidad de que este material pueda ser empleada en la industria aeroespacial con fines estructurales.

Tabla 3.1. Composición química de la aleación Ti-6Al-4V [1].

Elemento	C	O	N	Fe	Al	V	Ti
%W	0.019	0.19 max	0.016	0.25 max	6.2	3.87	Balance

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas de aleación Ti-6Al-4V [1].

Resistencia a la tensión (MPa)	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Elongación (%)	Dureza (HV)
1040	1008	14.1	331

3.2. Preparación de las muestras

Una vez que se obtuvo el material de estudio, el cual se proporcionó por la compañía Frisa, se procedió a seccionar el material con el fin de obtener las muestras suficientes para la experimentación, se cortaron en laminas cuadradas cuyas dimensiones son de 5 mm de largo x 5 mm de ancho x 1.5 mm de altura. En la Figura 3.2 se muestra un esquema de las dimensiones de las muestras.

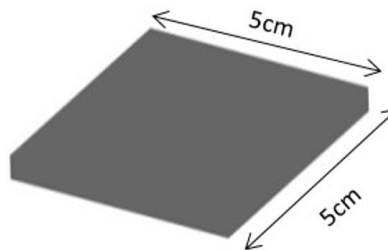


Figura 3.2. Dimensiones de la muestra.

Para obtener las dimensiones y la geometría esperada para las muestras, los cortes fueron realizados por el método de Electroerosión, el cual consiste en un hilo de metal para cortar la geometría programada, lo cual permite obtener placas con las dimensiones exactas y un buen acabado superficial, siendo necesario el buen acabado superficial, para evitar el desgaste prematuro de la herramienta empleada para la experimentación.

3.3. Selección de variables

Una vez que se obtuvieron las muestras para la experimentación, se procedió a realizar la selección de las variables del proceso de FSSW.

Se determinó que las principales variables del proceso a controlar debían ser:

a) La velocidad de giro de la herramienta, ya que al aumentar la velocidad provoca un aumento en la fricción y por ende genera una mayor cantidad de calor, b) La velocidad de penetración, siendo este parámetro el encargado de darle el tiempo al material base aumentar la temperatura y que permita alcanzar la temperatura crítica para generar un flujo plástico, de ser muy rápida la velocidad de penetración, la herramienta no generaría el calor suficiente para producir la soldadura, provocando el desgaste de material como en cualquier proceso de mecanizado, c) Tiempo de sostenimiento, una vez que la herramienta está inmersa en el material permite la mezcla de material debido al giro de la herramienta generando así la unión de las placas.

Se consideró variar tanto la velocidad de giro de la herramienta como la velocidad de penetración, las cuales se consideran como la fuente principal de generación de calor y el tiempo de sostenimiento se mantuvo igual para todas las pruebas.

Los experimentos se realizaron con la finalidad de determinar que variable era más influyente en el sistema, así como correlacionar los valores de las variables con la calidad de la soldadura.

Cabe destacar que la colocación de las placas es una sobre otra como lo indica la Figura 3.3.

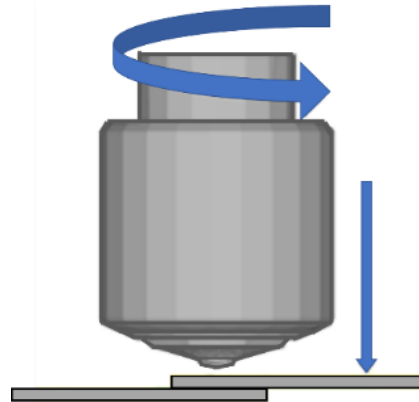


Figura 3.3. Representación gráfica del proceso de soldadura por punto por fricción-agitación.

Para poder colocar las placas de esta manera se utilizó un sistema de sujeción previamente fabricado por el equipo de trabajo, en la Figura 3.4 se observa el sistema de sujeción. Fue fabricado en aluminio, teniendo en el centro un nido de titanio, para soportar las láminas a unir. El sistema de sujeción se diseñó con la finalidad de soportar las condiciones mecánicas involucradas durante el proceso de FSSW.



Figura 3.4. Sistema de sujeción.

Para realizar las uniones de las láminas de la aleación Ti-6Al-4V mediante el proceso de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW), el sistema de

sujeción fue colocado en un centro de maquinado CNC marca Bridgenport modelo VMC 760 XP³ (ver Figura 3.5), el cual contaba con las características necesarias para efectuar las pruebas, las características de la maquina CNC se pueden observar en la Tabla 3.3.



Figura 3.5. Centro de maquinado CNC marca Bridgenport modelo VMC 760 XP³.

Tabla 3.3. Características de la máquina CNC Bridgeport VMC 760XP³.

Velocidad máxima de Eje (rpm)	Momento máximo de Torsión (Nm)	Potencia Máxima (kW)	Maquinado de altura (mm)	Superficie útil (mm)
12000	108-118	18.5	2940	2850x3000

3.3.1. Rangos de parámetros en soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) para la aleación de titanio

Los estudios para la mejora del proceso de soldadura por fricción-agitación específicamente en aleaciones de titanio son limitado, debido a que se requieren materiales que son de alto costo para efectuar la unión, por este motivo se llevó a cabo un recopilado de parámetros de velocidad ya utilizados con el fin de seleccionar, los más prometedores (ver Tabla 3.4).

Tabla 3.4. Valores de los parámetros de operación utilizados en FSSW para la aleación Ti-6Al-4V.

Referencia	Espesor de la aleación (Ti-6Al-4V)	Material de la herramienta	Rotación (rpm), Avance (mm/min)
Edwards and Ramulu ([1], [2], [3])	6mm	W-La	280 100
Edwards and Ramulu ([1], [2], [3])	6mm	W-La	200-400 50-100
Edwards and Ramulu ([1], [2], [3])	6mm	W-La	50-100 170-300
Sanders et al. [4]	2.54mm	-	300 76
Esmaily et al. [5]	4mm	-	450-850 65
Kitamura et al. [6]	2mm	WC	300-1000 25-400
Buffa et al. [7]	3mm	-	300-1000 35
Steuwer et al. [8]	3mm	W-La	550 45-165
Davies et al. [9]	6.35mm	W-25Re	400 60
Edwards and Ramulu [10]	12mm	-	200-400 50-150
Liu et al [11]	2mm	W-Re	400 25-100
Zhang et al. ([12], [13])	3mm	pcBN	200 50
Pasta and Reynolds [14]	2mm	W-25Re	150 100
Zhang et al. ([12], [13])	3mm	Mo	300-600 60

El pseudo índice de calor es un método empleado para predecir el calor generado durante el FSW en función de parámetros del proceso. Fue introducido por Arbegast et al. [15] para las aleaciones de aluminio FSWed. Para una geometría de herramienta dada y la profundidad de inmersión, la temperatura máxima depende

en gran medida en la velocidad de rotación (ω , rpm) mientras que la tasa de calentamiento depende en la velocidad de desplazamiento (v , mm/min) [16].

$$\text{Efecto del pseudo índice de calor} = \frac{\omega^2}{v} \quad \text{Ec. (3.14)}$$

El término de velocidad de rotación es cuadrado debido a su significativo efecto en el calor generado durante el proceso ([15] , [17])

En la Tabla 3.5, se observan los parámetros seleccionados para la realización de este proyecto, se realizaron 2 pruebas, debido a que fue necesario tener muestras iguales para el análisis microestructural y las pruebas mecánicas, con la finalidad de obtener una relación entre estas.

Tabla 3.5. Parámetros seleccionados para láminas de espesor de 1.5 mm.

Muestra	Velocidad de rotación	Velocidad de penetración	Tiempo de sostenimiento
1	400 RPM	6 mm/min	3 s
2	400 RPM	10 mm/min	3 s
3	400 RPM	12 mm/min	3 s
4	500 RPM	6 mm/min	3 s
5	500 RPM	10 mm/min	3 s
6	500 RPM	12 mm/min	3 s
7	600 RPM	6 mm/min	3 s
8	600 RPM	10 mm/min	3 s
9	600 RPM	12 mm/min	3 s
10	700 RPM	6 mm/min	3 s

3.3.2 Herramienta empleada durante el proceso de FSSW

Como se ha visto hasta este punto la soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) en aleaciones de titanio tiene grandes beneficios los cuales pueden ser implementados en la industria aeroespacial, náutica y automotriz por mencionar algunas.

A pesar de las ventajas que este proceso presenta con respecto a otros tipos de soldadura, aún tiene grandes desafíos que superar por delante, se ha observado que la vida útil de la herramienta y la calidad de la soldadura están ligados, ambas dependen de diferentes factores como son el material a soldar, el material de la herramienta, la geometría de la herramienta y los parámetros de velocidad de rotación y avance, el equilibrio entre estas variables tendrá como resultado tanto el alargamiento de la vida útil de la herramienta, así como obtener una soldadura con todos los beneficios que se están buscando.

Existe una gran cantidad de materiales como de geometrías que pueden ser empleadas para efectuar el proceso de FSSW en materiales duros. Se han realizado diversos estudios enfocados a comparar diferentes herramientas con la finalidad de determinar que material y geometría presenta mejores resultados, pero a pesar de estos esfuerzos, aun no se tiene un resultado en concreto, esto se debe a que cada una de estas variables presenta tanto ventajas como desventajas con respecto a las otras, por lo cual los autores solo dan recomendaciones para la fabricación de estas herramientas.

La herramienta que se utilizó fue diseñada y fabricada por la compañía MegaStir. En la Figura 3.6 se observa el dibujo técnico propuesto por la compañía.

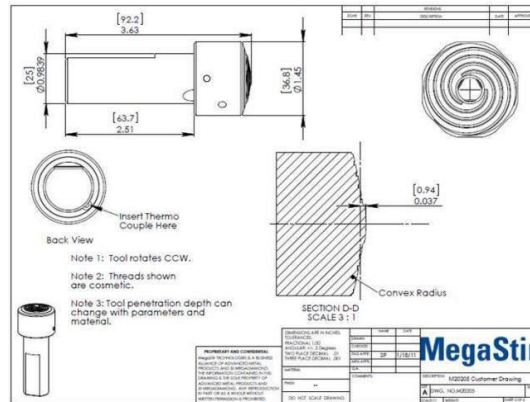


Figura 3.6. Dibujo técnico de la herramienta.

El material del cual se fabricó la herramienta es nitruro de boro cubico policristalino (PCBN). En la Figura 3.7 se aprecia la herramienta fabricada. Y las propiedades mecánicas se observan en la Tabla 3.6.

Tabla 3.6. Propiedades físicas de PCBN.

Coeficiente de expansión térmica/ 10 ⁻⁶ K ⁻¹	Conductividad térmica/ W m ⁻¹ K ⁻¹	Dureza (HV)
4.6 – 4.9	100-250	2600-3500



Figura 3.7. Imagen de la herramienta para FSSW.

3.4 Unión de las muestras por medio de FSSW

Para lograr la unión de elementos duros mediante el proceso de FSSW, es un requisito fundamental elevar la temperatura hasta que el material base sea capaz de fluir, generando la unión. Todo este proceso debe de ser por debajo del punto de fusión. Como es bien sabido las propiedades que la unión presente se deberá a las diferentes condiciones del proceso tales como velocidad de avance y rotación. Por tal motivo se ha estudiado el comportamiento de la aleación Ti-6Al-4V bajo diferentes parámetros de soldadura.

El proceso se llevó a cabo variando la velocidad de rotación de 400, 500, 600 y 700 rpm y la velocidad de avance de 6, 10 y 12 mm/min, manteniendo el tiempo de sostenimiento en 3 segundos para todas las pruebas (Tabla 3.4). Una vez que las láminas y la herramienta se montaron en la maquina CNC se procedió a realizar cada una de las pruebas.

3.5. Técnicas de caracterización

La caracterización de las muestras una vez soldadas se realizaron en sección transversal para cada una de las condiciones, y fue realizada con las siguientes técnicas:

- Microscopia óptica.
- Microscopia electrónica de barrido (Electrones retrodispersados, Electrones secundarios y energía dispersas de rayos X “EDX”).

Para la medición de las propiedades mecánicas se utilizaron las siguientes pruebas:

- Ensayos a la fractura

3.5.1. Microscopia óptica

Este se utilizó para llevar a cabo el estudio de la superficie en todas las muestras soldadas, así como, la caracterización de las cuatro zonas características, que incluyen el material base (BM), la zona afectada por el calor (HAZ), la zona afectada termo-mecánicamente (TMAZ o TZ), la zona de agitación (SZ), generadas por el proceso de soldadura por punto por fricción-agitación. Para esto se utilizó un microscopio Óptico de platina invertida marca Axio Zeiss Observer Z1m.

Para la preparación de las muestras fue necesario realizar un corte transversal a través de la unión y para facilitar el manejo de las muestras se prepararon probetas de resina epóxica de aproximadamente 2.5 mm de diámetro. Seguido de esto se efectuó un desbaste mecánico, utilizando una pulidora con chorro de agua el cual ayudaba tanto a la refrigeración de la pieza, como a la eliminación de las partículas desprendidas por el pulido, el desbaste fue progresivo comenzando con una lija de 120 y terminando con una lija 4000, para finalizar se realizó un último pulido manualmente utilizando pasta de diamante de 0.3 μm . Fue necesario llevar a cabo un ataque químico a la aleación de titanio Ti-6Al-4V, con la finalidad de revelar la microestructura, se utilizó un reactivo denominado KROLL el cual fue preparado de la forma siguiente: para 100 ml de reactivo se usó 10% HF, 5% HNO₃ Y 85% H₂O. Cada muestra fue sumergida durante 2 minutos, una vez pasado el tiempo se procedió a enjuagar con alcohol y secar usando aire a presión.

3.5.2 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

La microscopía electrónica de barrido se utilizó para caracterizar la evolución microestructural de la típica estructura widmanstätten de las aleaciones α - β durante la deformación plástica severa utilizando electrones retrodispersados. Los electrones retrodispersados se difractan diferente en cada (sub)grano y proporcionan imágenes de la microestructura por contraste cristalográfico. En el caso de la aleación Ti-6Al-4V la microscopía electrónica de barrido se utilizó también

para caracterizar las fases generadas por el proceso FSSW, se utilizó microscopio electrónico de barrido marca Oxford Jeol JSM-6490-LV-15kV (ver Figura 3.8). La preparación metalográfica para MEB se realizó con los mismos métodos de desbaste y pulido mencionado en el punto anterior.



Figura 3.8. Microscopio electrónico de barrido Oxford Jeol JSM-6490-LV-15kV.

3.5.3 Máquina de ensayo Instron

Para la evaluación de las propiedades mecánicas se realizaron ensayos de tracción uniaxial hasta la fractura. Los ensayos fueron realizados en una máquina servo hidráulica marca MTS Landmark modelo 64725 A (ver Figura 3.9), con una velocidad de deformación constante de 1mm/min.

Una vez obtenidos los datos resultantes de las pruebas se elaboraron diagramas en donde se graficó la carga (KN) / desplazamiento (mm).



Figura 3.9. Maquina MTS Landmark 64725 A.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] R. M. Edwards PD, «Material flow during frictionstir welding of Ti-6Al-4V.,» *JMater Process Technol.* , vol. 218, p. 107–115, 2015.
- [2] R. M. Edwards PD, «Surface residual stresses in Ti-6Al-4V friction stir welds pre- and post-thermal stress relieve.,» *J Mater Eng Perform*, vol. 24, nº 9, p. 3263–3270, 2015.
- [3] R. Edwards PD, «Fracture toughness and fatigue crack growth in Ti-6Al-4V friction stir welds.,» *Fatigue Fract Eng Mater Struct.*, vol. 38, p. 970–982, 2015.
- [4] E. P. C. A. e. a. Sanders DG, «Friction stir-welded titanium alloy Ti-6Al-4V: microstructure, mechanical and fracture properties,» *JMinerMetMater*, vol. 67, nº 5, p. 1054–1063, 2015.
- [5] M. S. T. e. a. EsmailyM, «Microstructural characterisation and formation of α _ martensite phase in Ti-6Al-4V alloy butt joints produced by friction stir and gas tungsten arc welding processes,» *Mater Des*, vol. 47, p. 143–150, 2013.
- [6] F. H. I. Y. e. a. Kitamura K, «Flexible control of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded Ti-6Al-4V Joints,» *Mater Des J.* , vol. 46, p. 348–354, 2013.
- [7] F. L. F. Buffa G, «On the choice of tool material in friction stir welding of titanium alloys,» *North American manufacturing research conference*, vol. 40, 2012.
- [8] H. D. J. M. e. a. Steuwer P, «Residual stresses, microstructure and tensile properties in Ti-6Al-4V friction stir welds.,» *Sci Technol Weld Join.* , vol. 17, nº 7, p. 525–533, 2012.

- [9] W. B. R. W. e. a. Davies PS, «Development of microstructure and crystallographic texture during stationary shoulder friction stir welding of Ti- 6Al- 4V.,» *Metall Mater Trans.*, vol. 42, nº 8, p. 2278–2289, 2010.
- [10] R. M. Edwards PD, «Peak temperatures during friction stir welding of titanium 6Al-4V.,» *Sci Technol Weld Join*, vol. 15, nº 6, p. 468–472, 2010.
- [11] Z. L. L. Q. Liu HJ, «Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy.,» *Mater Des.*, vol. 31, p. 1650–1655, 2010.
- [12] S. Y. K. H. e. a. Zhang Y, «Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al- 4V friction stir welds.,» *Mater Sci Eng.* , vol. 485, nº 1, p. 448–455, 2008.
- [13] S. Y. K. H. e. a. Zhang Y, «Stir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using PCBN tool.,» *Mater Sci Eng J.* , vol. 488, p. 25–30, 2008.
- [14] R. A. Pasta S, «Residual stress effects on fatigue crack growth in a Ti-6Al-4V friction stir weld.,» *Fatigue Fract Eng Mater Struct.* , vol. 31, p. 569–580, 2008.
- [15] H. P. Arbegast WJ, «Method of using friction stir welding to repair weld defects and to help avoid weld defects in intersecting welds,» *U.S. Patent No. 6,230,957*, 2001.
- [16] A. F. & M. J. & A. R. K. & M. H. Fesharaki, «Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded Ti–6Al–4V joints,» *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 91, p. 2919–2931, 2017.
- [17] G. X. M. J. M. L. N. A. TangW, «Heat input and temperature distribution in friction stir welding,» *J Mater Process Manuf Sci* , vol. 7, nº 2, p. 163–172, 1998.

4.CAPÍTULO

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se exponen los resultados obtenidos tanto de la caracterización microestructural de las pruebas, como las pruebas mecánicas. Todas las muestras fueron analizadas en sección transversal mediante microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido, la primera parte dará a conocer los resultados microestructurales, es decir se enfocara a los cambios microestructurales y la formación de las zonas de soldadura, la segunda parte dará a conocer la composición química de las muestras, mediante mapeos químicos y EDX realizados en las zonas de interés, la tercera parte se enfocara a las propiedades mecánicas de la unión , las cuales fueron evaluadas mediante pruebas a la fractura.

4.1 Material de estudio

El material de estudio fue proporcionado en barra, se caracterizó con el fin de determinar la microestructura y composición del material recibido. En la Figura 4.1 se muestra la micrografía del material, la imagen fue obtenida mediante microscopio óptico, la microestructura del material se compone de una estructura alfa + beta. Esta estructura se denomina dúplex, y consiste en granos alfa equiaxiados (claros) en una matriz beta transformada (oscura) que contiene una fase a gruesa y una fase a circular. Este tratamiento estabiliza la microestructura disolviendo los finos listones de β . Los elementos aleatorios α -estabilizadores se difunden durante el tratamiento térmico y permiten el crecimiento de los granos nodulares primarios α (α_{pn}). Durante el enfriamiento, la fase β_m se transforma en granos β -transformados (β_t), y las láminas a intergranulares formadas crecen en grados variables, dependiendo de la velocidad de enfriamiento en la Figura 4.2 se observa la composición elemental del material.

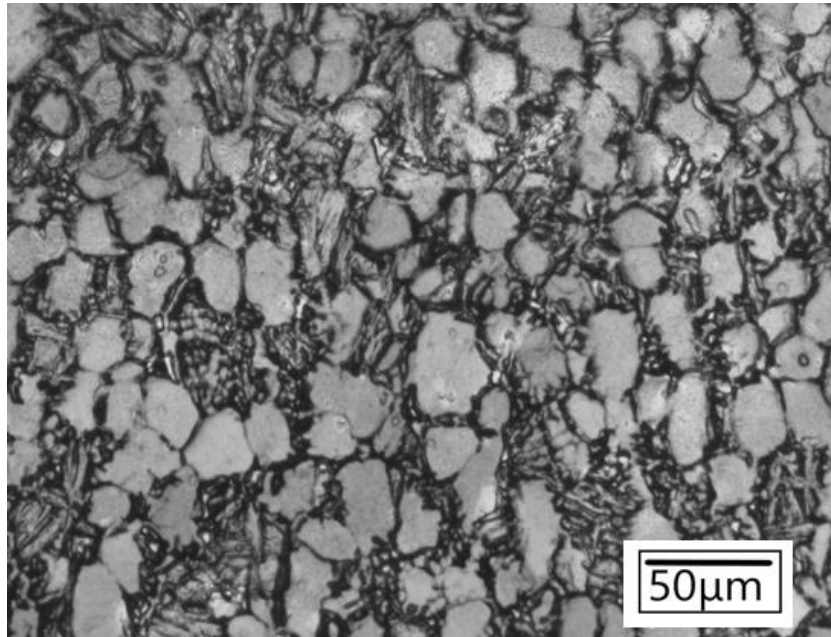


Figura 4.1. Microestructura de la aleación de titanio Ti-6Al-4V.

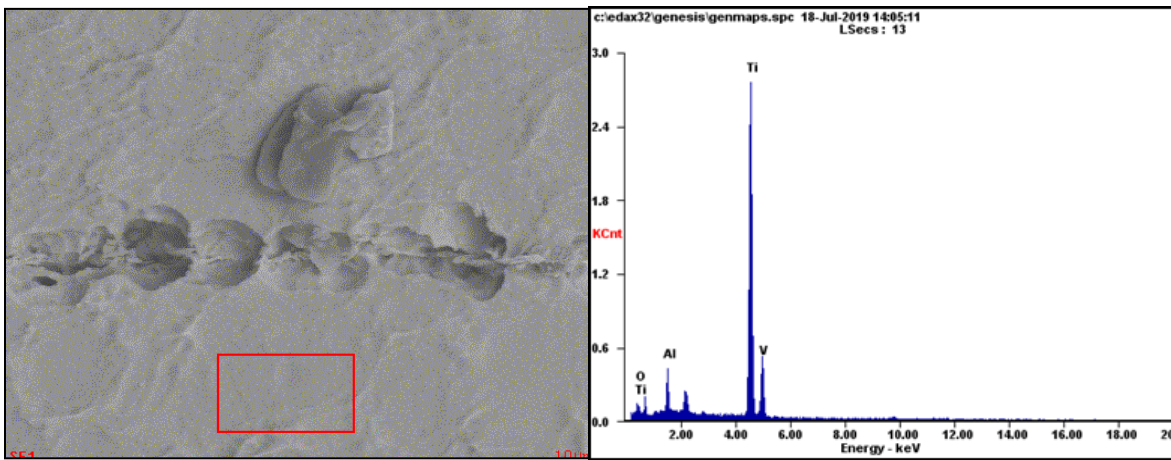


Figura 4.2. Análisis de la composición del material con EDX (cuadro color rojo); del lado derecho el espectro de análisis químico.

4.2. Caracterización Microestructural

Como se mencionó en el capítulo anterior, se realizaron varias muestras de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) en láminas de la aleación de titanio Ti-6Al-4V, variando la velocidad de rotación de 400 rpm a 700 rpm, la velocidad de penetración de 6 mm/min a 12 mm/min y manteniendo un tiempo de sostenimiento de 3 segundos.

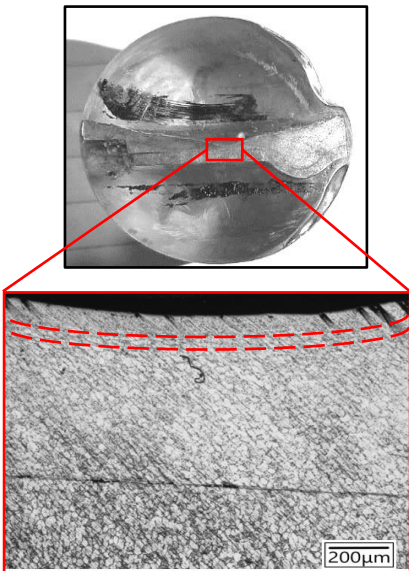
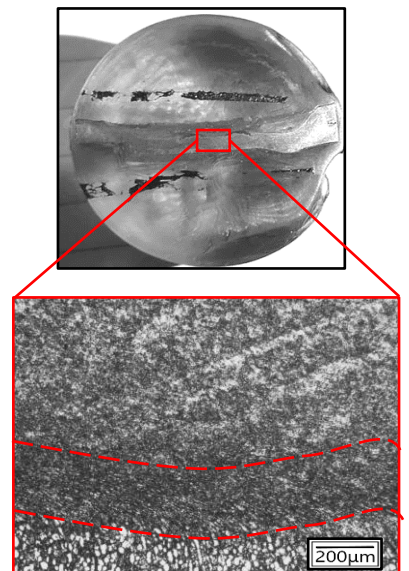
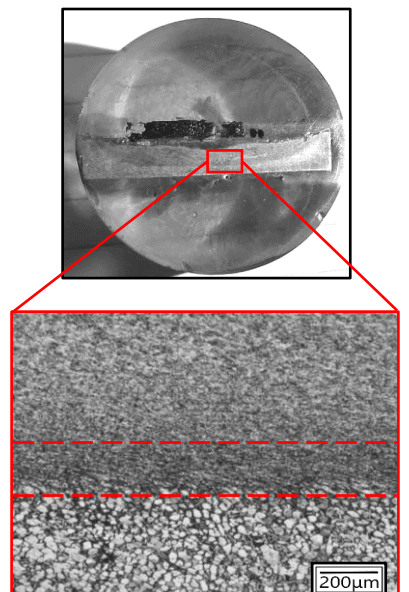
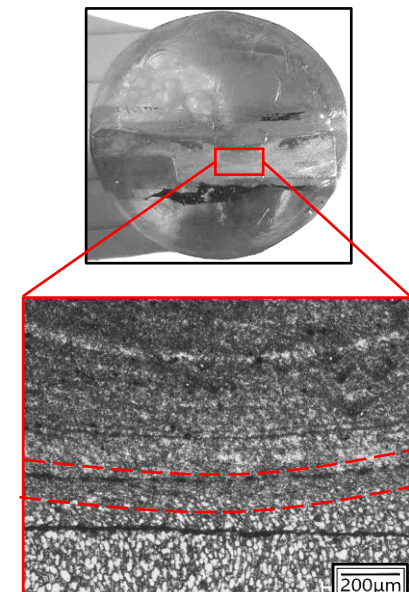
Es importante señalar que, las muestras 2, 3 y 6 no presentaron una unión, debido a que durante la preparación de las muestras se separaron.

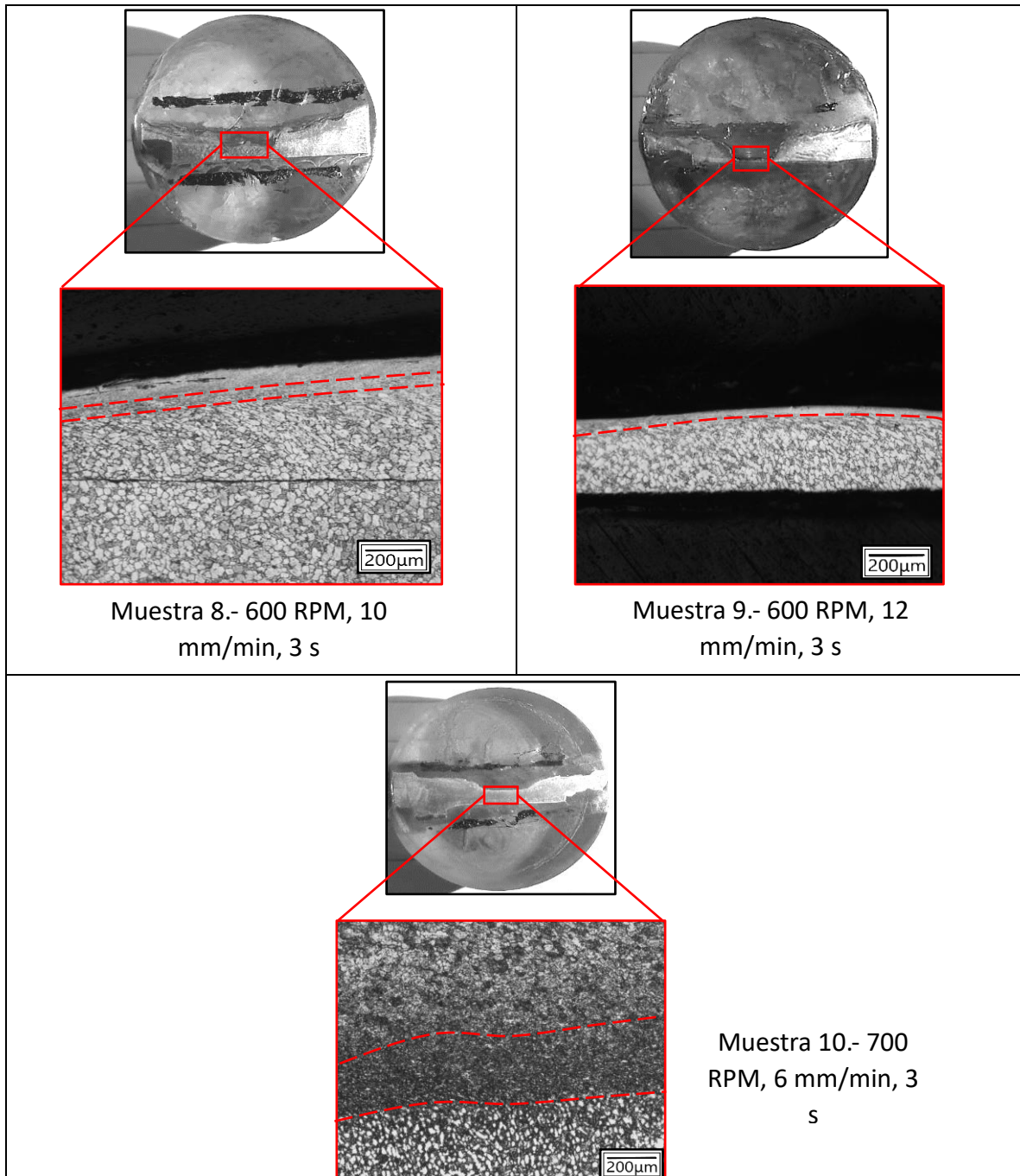
El análisis superficial de las muestras se realizó, mediante microscopio óptico, MEB, el detector de EDX y mapeo de elementos. A continuación, se presentan los datos obtenidos.

4.2.1. Microscopio óptico

Posterior al proceso de FSSW, las muestras fueron analizadas en microscopio óptico con el fin de observar los cambios microestructurales. En la Tabla 4.1 se muestran los cambios morfológicos que se obtuvieron después del proceso de FSSW. Se pueden distinguir cuatro regiones en las imágenes mostradas, las cuales se identifican como, zona de agitación (SZ), zona termomecánicamente afectada (TZ), zona térmicamente afectada (HAZ) y la zona del material base (BM).

Tabla 4.1. Imágenes de las diferentes muestras que denotan el cambio morfológico en la zona de soldadura.

 <p>Muestra 1.- 400 RPM, 6 mm/min, 3 s</p>	 <p>Muestra 4.- 500 RPM, 6 mm/min, 3 s</p>
 <p>Muestra 5.- 500 RPM, 10 mm/min, 3 s</p>	 <p>Muestra 7.- 600 RPM, 6 mm/min, 3 s</p>



A pesar de que en las muestras se pueden localizar las diferentes zonas de soldadura es interesante señalar que estas no son iguales, debido a la diferencia de las velocidades del proceso. Se puede apreciar una tendencia que, al aumentar la

velocidad de penetración, manteniendo fija la velocidad de rotación y el tiempo de permanencia dentro del material, las zonas disminuyen su espesor, esto se debe a que la herramienta no tiene el tiempo suficiente para la generación óptima de calor, provocando así, durante la inserción de la herramienta un desprendimiento de material como en cualquier proceso de mecanizado y generando una unión frágil.

a) Material base (BM)

El material base no presenta deformación plástica durante el proceso, pero si experimenta un aumento de temperatura, el cual es no es suficiente para afectar la microestructura del material. La temperatura que se presenta en esta zona que puede ser de alrededor de unos grados o cientos de grados Celsius por debajo de la temperatura crítica para esta aleación de titanio, la cual, en combinación con el tiempo, no son suficientes para causar un cambio microestructural.

b) Zona térmicamente afectada

La zona HAZ es característica por presentar un cambio en la microestructura inducido únicamente por el calor generando durante el proceso de unión. Un aspecto importante a considerar es la variación del espesor de las zonas de soldadura, ya que, conforme se cambian los parámetros de velocidad nos permite identificar como el calor generado se distribuye a lo largo de la muestra. Teniendo esto en cuenta, es bien sabido que, en las aleaciones de alta temperatura, no se generan grandes zonas de soldadura, a comparación de otros materiales, tales como el aluminio. Esto se debe a que, a diferencia del titanio, el aluminio tiene una conductividad térmica alta, lo que permite que la temperatura generada durante el proceso de unión se propague con mayor facilidad en todo el material, obteniendo así, zonas de soldaduras más grandes. Por lo tanto, la evolución microestructural y el espesor que se obtenga será el resultado de la combinación de las velocidades de procesamiento y el material.

La región denominada HAZ, en la aleación de Ti-6Al-4V resulta difícil de identificar, esto se debe principalmente a la baja conductividad térmica del material el cual limita la propagación del calor generado por la herramienta, teniendo como resultado una región de unas cuantas micras.

En la Figura 4.3 (a) se observa el primer cambio en la microestructura observable, el cual consiste en un aumento en la fracción de volumen de la fase β (color más oscuro). Este fue un cambio gradual debido a la baja las temperaturas máximas alcanzadas en las regiones más alejadas de la HAZ. Más cerca de la agitación zona, donde las temperaturas máximas eran más altas, el a fase dentro de las regiones β transformadas fue completamente convertido a la fase β y posteriormente transformado de nuevo α al enfriarse. Esta zona es bastante fina, la cual es una indicativa de una tasa de enfriamiento relativamente rápida en esta región.

A. Fall y colaboradores [1] realizo un estudio para determinar cómo los parámetros de FSW afectaban las propiedades mecánicas, en base a esto determino que la HAZ y la BM muestra que son muy similares, para las velocidades de rotación de la herramienta. Sin embargo, se observó algo de laminar α en la HAZ indicando que la temperatura en la HAZ fue superior a la del β -transus. Por lo tanto, aunque el tiempo de residencia a alta temperatura ha sido muy corto para las velocidades de rotación de la herramienta investigada, parece que ha sido lo suficientemente largo como para inducir cambios microestructurales en el material.

A. Fall y colaboradores [1] también determino que las la HAZ es la región más débil de la soldadura. La mecánica las propiedades de la HAZ pueden asociarse con la las propiedades de tensión transversal de la soldadura.

Otro cambio apreciable se encuentra en la Figura 4.3 (b), es la presencia de un menor tamaño de grano a comparación de la zona de material base y sin deformación mecánica, estas características se deben a un proceso de

recristalización, en el cual la temperatura promueve nuevas zonas de nucleación, teniendo así un refinamiento parcial de la aleación Ti-6Al-4V.

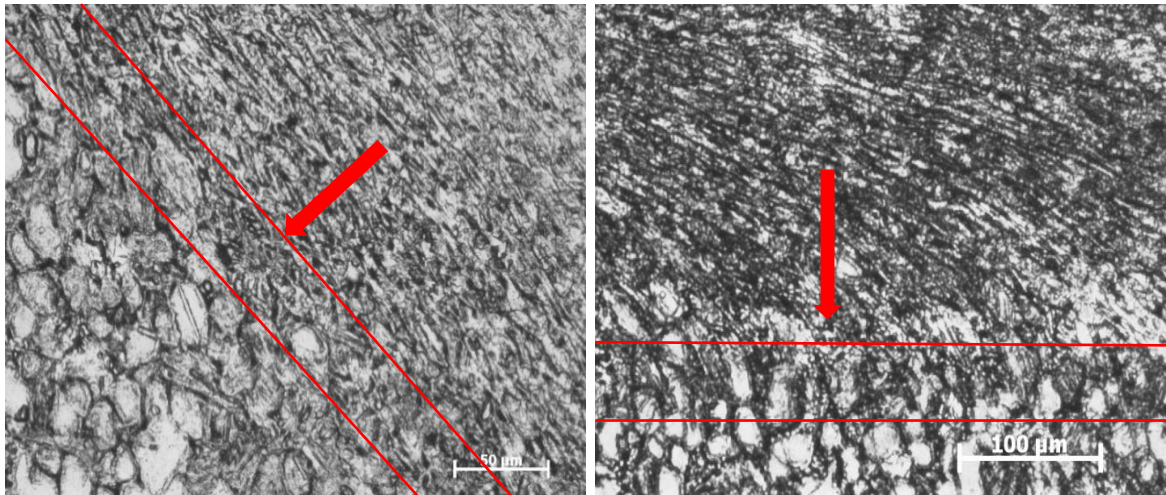


Figura 4.3. Identificación de la zona térmicamente afectada a) y b).

c) Zona termo-mecánicamente afectada.

La zona termo-mecánicamente afectada se describe como una región en la cual el aumento de temperatura, así como los esfuerzos de rotación y presión provenientes del hombro y el pin de la herramienta, promueven un cambio microestructural importante.

En la Figura 4.4 se aprecia la deformación del material, este presenta un alargamiento de los granos de la aleación en dirección al giro de la herramienta. De igual manera que en la región térmicamente afectada, la temperatura promueve un refinamiento del grano, pero tanto, la tensión, como el tiempo y la temperatura, son insuficientes para tener una recristalización completa.

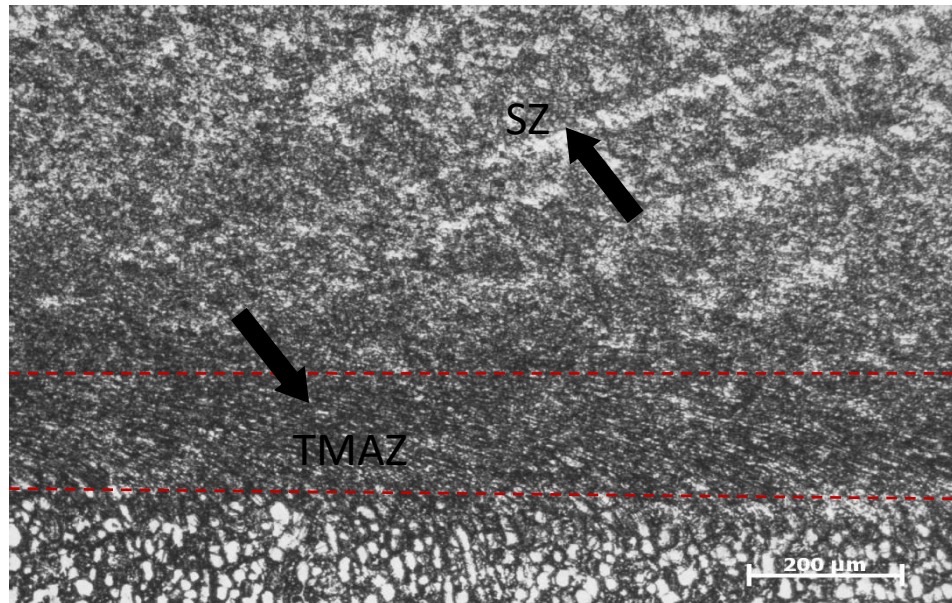


Figura 4.4. imagen señalando la zona TMAZ Y SZ de la muestra 5.

Los granos recristalizados están frecuentemente presentes en la TMAZ; sin embargo, la característica distintiva entre la SZ y la TMAZ es la estructura deformada, pero no recristalizada, retenida de la BM. La morfología del componente dentro de la TMAZ, además de depender de las condiciones de procesamiento y la geometría de la herramienta.

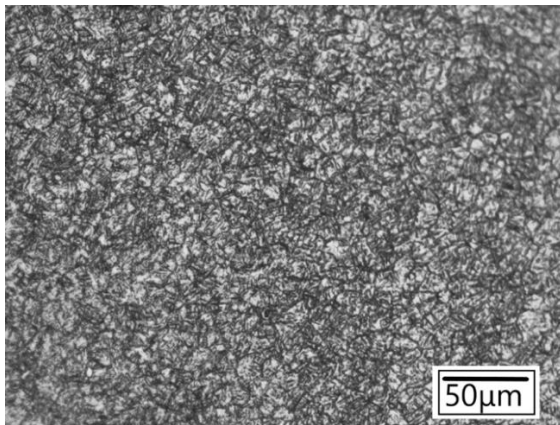
d) Zona de agitación.

La región SZ va a presentar la mayor temperatura durante el proceso de FSSW, así como mayores deformaciones, generadas por el contacto íntimo entre la herramienta y el material base. A diferencia de las demás zonas, la SZ va a presentar una recristalización completa de la aleación.

El proceso de recristalización dinámica, es un fenómeno en el cual la deformación y al aumento de temperatura provocados por la herramienta, genera

un aumento de dislocaciones en el grano, resultando en la fragmentación de las células, a partir de aquí, se producen nuevos puntos de nucleación, dentro de los nuevos granos comienza la aniquilación de las dislocaciones, obtenido la formación de granos β que posteriormente al enfriamiento se transformaran en subgranos $\alpha+\beta$ finos y equiaxiales dentro de una matriz β estable, por último se lleva a cabo el crecimiento del grano, solo si la temperatura y el tiempo son suficientes.

a)



b)

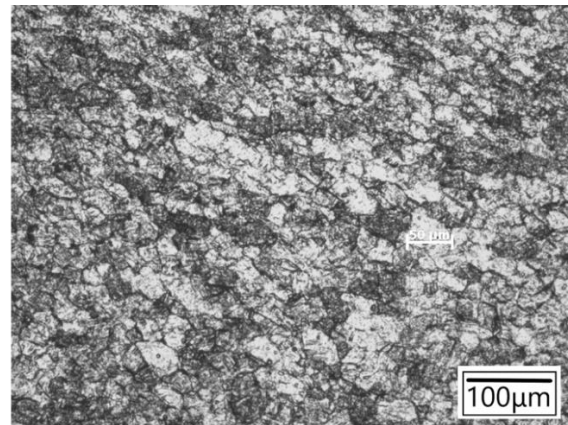


Figura 4.5. comparación de las zonas SZ a) Zona SZ de muestra 4 y b) zona SZ de la muestra 10.

En la Figura 4.5 (a) y (b) se puede apreciar una recristalización del material base en la SZ, la figura a) muestra granos equiaxiales de unos $10\ \mu\text{m}$ de diámetro, en cambio la figura b) se observan granos equiaxiales de alrededor de unos $50\ \mu\text{m}$ de diámetro. Esta diferencia en los diámetros del grano se debe a la diferencia de temperaturas que se alcanzaron en el proceso de unión, ya que, el aumento en la velocidad de rotación, con lleva a una mayor entrada de calor proveniente de la herramienta, lo que permite un proceso de crecimiento de grano una vez que el grano se recristalice obteniendo así un tamaño de partícula mayor. La diferencia en

la microestructura se verá reflejado en las propiedades mecánicas de la soldadura. Gnofam Jacques y colaboradores [2] estudiaron la génesis de la microestructura del proceso de FSW, en base a sus estudios concluyo que génesis de la microestructura puede dividirse en dos pasos. Primero, la deformación plástica y la fricción permiten una temperatura suficiente para lograr una continua la recristalización dinámica, que produce un tamaño de grano b estable. Segundo, una fina transformación de fase $\beta \rightarrow \beta + \alpha$ Widmanstätten aparece dentro de los granos b completamente recristalizados, además realizo un estudio comparativo de varias aleaciones de Ti-6Al-4V, con diferentes procesos y concluyo que la microestructura final obtenida, no depende del procesamiento que tenga la aleación, ya que, una vez pasando la temperatura de transformación β se eliminan los tratamientos térmicos previos de la aleación. Esto concuerda con la microestructura encontrada en la SZ que se obtuvo en estas pruebas por lo que se puede asegurar que la temperatura en la SZ supero la temperatura de transformación. Por otra parte A.L. Pilchak [70] reporto incremento del tamaño del grano anterior β en la SZ, este incrementó se debió al aumento de la herramienta velocidad de rotación. Concluyo que, la base del aumento de las tasas de rotación de los instrumentos condujo a el aumento de las temperaturas máximas en la zona de agitación y por lo tanto, había más tiempo para el crecimiento del grano β por encima del β transus después de que la herramienta haya pasado.

4.2.1.1 Defectos

A pesar de que la soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) cuenta con grandes beneficios a comparación de la soldadura tradicional este proceso no está libre de defectos, sin embargo, estos pueden ser minimizados con una correcta selección tanto de los parámetros, así como de la herramienta a utilizar. En todas las muestras se identificó algún tipo de defecto por tal motivo, solo se expondrán los diferentes tipos de defectos en las muestras.

a) Contaminación.

La contaminación por medio de partículas ajenas al material base es uno de los defectos más comunes en materiales de alta temperatura como el titanio. En la Figura 4.6 se puede apreciar partículas de gran tamaño alojadas en la superficie de la soldadura. Aude Simara [4] explican que la generación de los IMCs es propensa a darse en la interfaz de la soldadura de metales disímiles con una buena afinidad química. Estas fases se forman en sólo unos pocos segundos en estado sólido durante el FSSW y bajo una gran deformación plástica. Otra fuente de contaminación puede ser por parte de la herramienta, debido a que pudo existir desprendimiento de partes de la herramienta durante el proceso de unión y estas quedaron inmersas dentro de la aleación. Es posible que exista contaminación por difusión de partículas provenientes del medio ambiente, así como de la herramienta. A.L. Pilchak [5] demostró que podía existir contaminación proveniente de una herramienta de tungsteno y la presencia de este material aumentaba en la SZ, lo cual se atribuye a que es la zona que presenta mayor temperatura y tensión durante el proceso de unión y por ende existe una mayor facilidad de desprendimiento de material o de difusión con la matriz base.

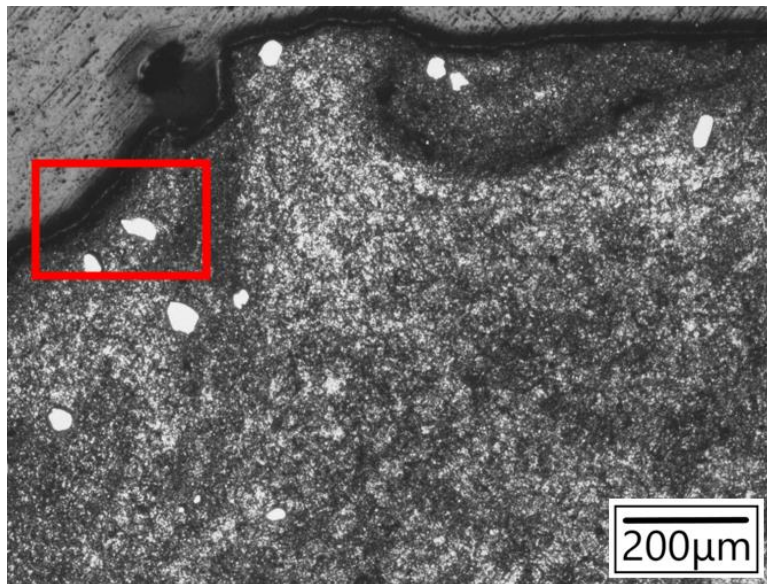


Figura 4.6. Contaminación (muestra 10).

Ali Reza [6] el reporto que durante el proceso de FSW, las partículas de desgaste de la herramienta penetran en la zona de agitación lo que genera un aumento de la dureza de esta región. Sin embargo, su presencia fomenta la corrosión localizada de la aleación a lo largo de las partes interfaciales de los compuestos intermetálicos.

b) Porosidades

La porosidad se puede generar debido a la falta de temperatura del material, así como a la geometría de la herramienta. La herramienta puede provocar este tipo de defectos, en este caso, la herramienta debe de tener una geometría que promueva la mezcla del material hacia todas las direcciones.

Zhiwu Xu y colaboradores [7] demostraron que este tipo defectos podían ser eliminados o reducidos casi en su totalidad al variar los parámetros de soldadura.

En la Figura 4.7 se observa una porosidad por vueltas frías, ese tipo de porosidad se genera al tener temperaturas de trabajo relativamente bajas, esto se traduce en un material más viscoso y con menos movilidad, teniendo así más dificultad para llegar zonas con porosidades, evitando que se rellenen de forma apropiada.

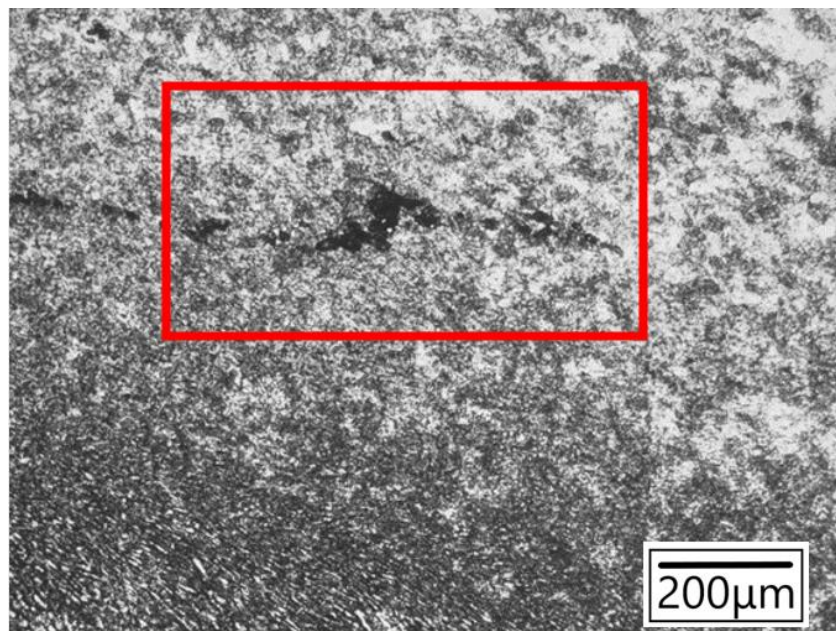


Figura 4.7. Porosidades inducidas por el flujo del material (muestra 5).

Zhenlei Liu [8], realizó un estudio comparativo entre un pin roscado y un pin liso con la finalidad de estudiar cual presentaba una mejor mezcla de material. Los resultados de la simulación mostraron que el pasador roscado aumentó el flujo de material en la interfaz de la vuelta. Sin embargo, se observó un defecto similar al vacío o hueco, que se formó debido al gran gradiente de temperatura a lo largo del espesor. Lo que sugiere que al tener un aumento en el flujo de material aumenta la posibilidad de generar un hueco, aunque se demostró que, al disminuir la velocidad de rotación, el gradiente de temperatura disminuyó, y, por lo tanto, el tamaño del defecto se hizo más pequeño.

c) Zonas de soldadura pequeñas.

Este tipo de defecto no es propiamente un defecto ya que la unión se ha generado, pero se toma como tal debido a la poca resistencia mecánica que esta unión brinda.

En la Figura 4.8 se aprecia un ejemplo de este tipo de defecto, al cual es atribuido a los parámetros de soldadura. Principalmente se generan por la falta de temperatura durante el proceso, la herramienta avanza con mayor velocidad a lo que genera el calor suficiente para alcanzar el punto crítico del material.

Durante el avance se pierde el material como cualquier proceso de mecanizado, pero al sostener la herramienta dentro del material durante un tiempo, se alcanza la temperatura suficiente para generar un pequeño flujo plástico para generando la unión.

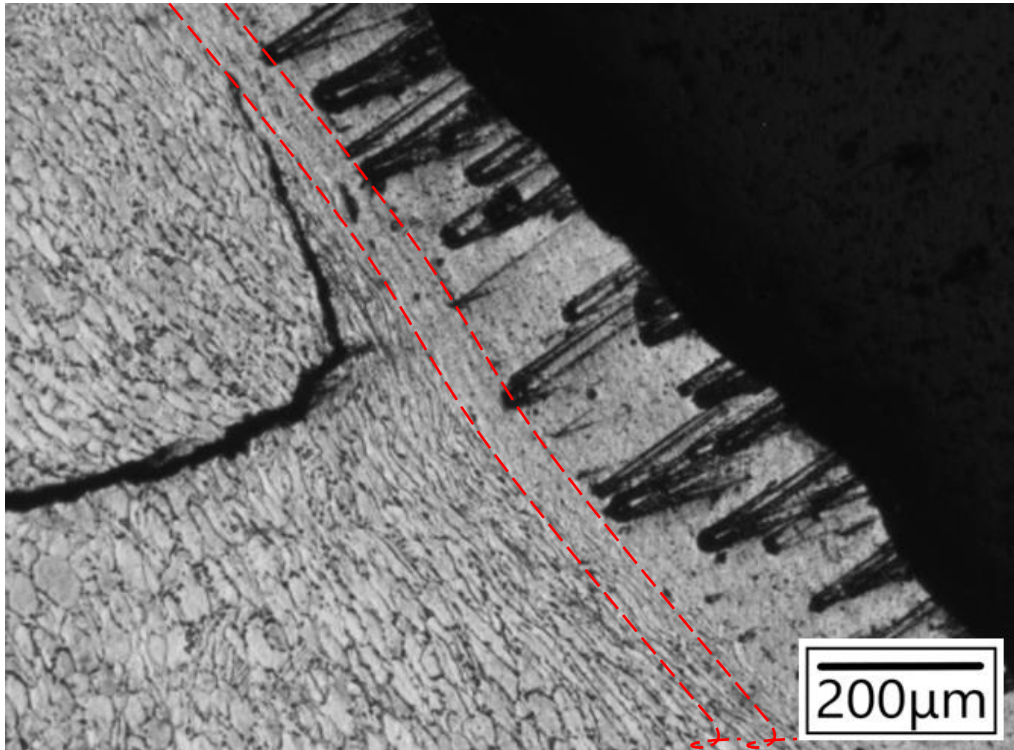


Figura 4.8. Zonas de soldadura pequeñas (muestra 8).

d) Defecto por flujo de material

De manera similar al defecto anterior esta se genera por un avance rápido de penetración, pero el calor generado es mucho mayor y debido a eso el material ya tiene un comportamiento más viscoso y este es empujando hacia el exterior.

Debido al excesivo calor generado por el proceso FSSW, la superficie contiene desgaste superficial. Un mayor aumento del calor provoca un ablandamiento térmico del material más allá del límite del hombro de la herramienta. Posteriormente, el hombro de la herramienta, en lugar de confinar el material, comienza a expulsar el material. Por lo tanto, la insuficiencia de material disponible en la zona de soldadura conduce a la escasez de material para formar la unión y al defecto formado en la superficie de la región de soldadura. Arun Kumar y colaboradores informaron [9] de algunos casos que, debido al excesivo

ablandamiento térmico durante el FSW, provoca que el material directamente debajo del hombro ya no sea capaz de soportar la fuerza de empuje axial actuando en ella.

En la Figura 4.9 se observa como el material de la superficie de la muestra ha sido expulsado hacia la superficie, este tipo de defecto se puede evitar utilizando una herramienta con un hombro de tipo cóncavo, el cual detendría la salida del material hacia el exterior.

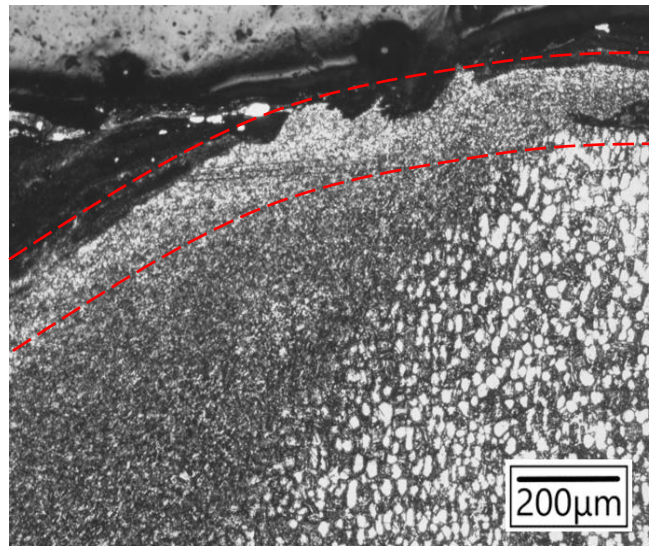


Figura 4.9. Defecto por flujo de material (muestra 5).

4.2.2 Microscopia electrónica de barrido (MEB)

Posteriormente al análisis de microscopia óptica se realizó el análisis por medio de MEB con el fin de observar la morfología y la composición química de las zonas de soldadura.

Como se mencionó anteriormente todas las muestras fue posible encontrar algún tipo de defecto, el más común fue la contaminación por partículas ajenas a la matriz de Ti-6Al-4V.

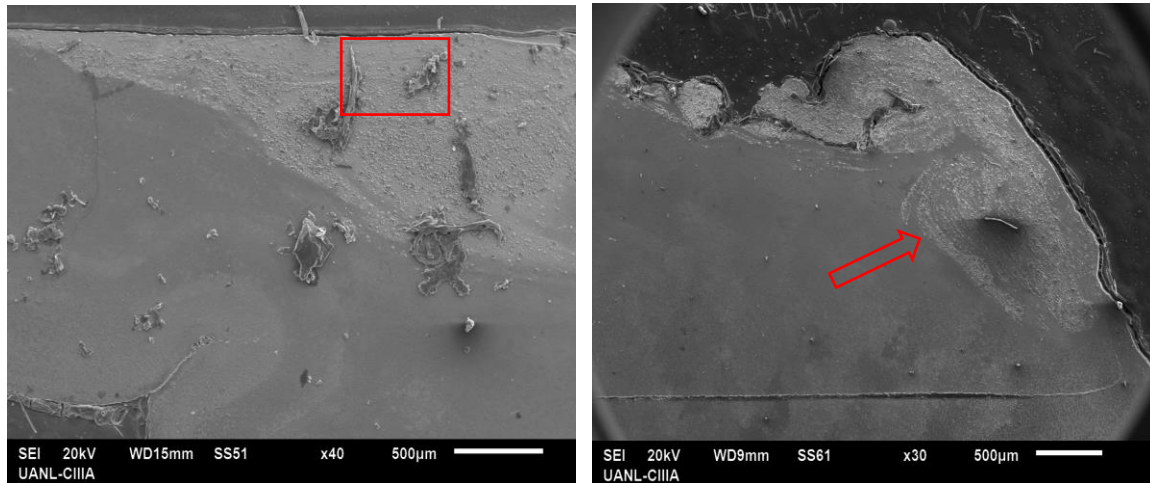


Figura 4.10. Contaminación en muestra 7 y 8, vista con electrones secundarios.

En las imágenes por SEM se comprobó que las muestras presentaban mayor contaminación en la superficie de la unión y a medida que aumentaba la profundidad de la soldadura esta contaminación disminuía, el tipo de contaminación se debió tanto a partículas provenientes de la herramienta como a contaminación del ambiente, debido a que no se tenía una atmosfera protectora durante el proceso de soldadura. A pesar de que las probetas presentaban contaminación, se pudo confirmar que la geometría del hombro y el pin de la herramienta promovían una buena mezcla de material.

En la Figura 4.10 se observa el flujo de material que se tuvo durante el proceso de soldadura, así como la presencia de partículas extrañas, cabe señalar que el motivo por el que se presenta mayor contaminación en la superficie de las muestras es debido a que existe un proceso de difusión, el cual involucra tanto la temperatura como el tiempo. Es por ello que, en las zonas donde se tiene una mayor temperatura como en la zona del pin y del hombro, se facilita el proceso de difusión, tomando partículas del medio ambiente o de la herramienta y a medida que el gradiente de

temperatura disminuye con la profundidad este proceso va cesando poco a poco puesto es más difícil para las partículas moverse hacia el material base.

Se realizó un análisis elemental por medio de EDX, en zonas de interés con la finalidad de conocer los elementos extraños a la matriz base. En la Figura 4.11 se realizó un análisis puntual y se obtuvieron los siguientes resultados:

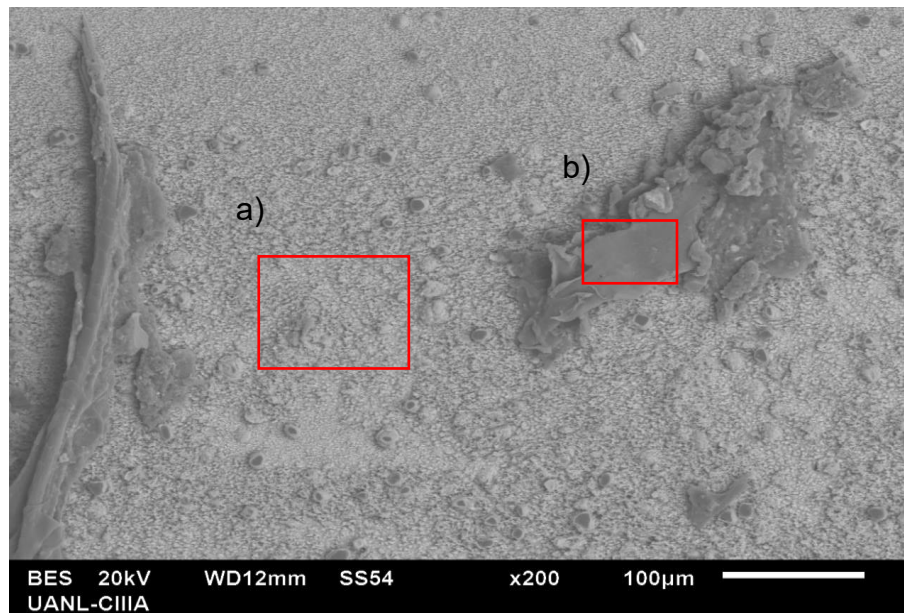


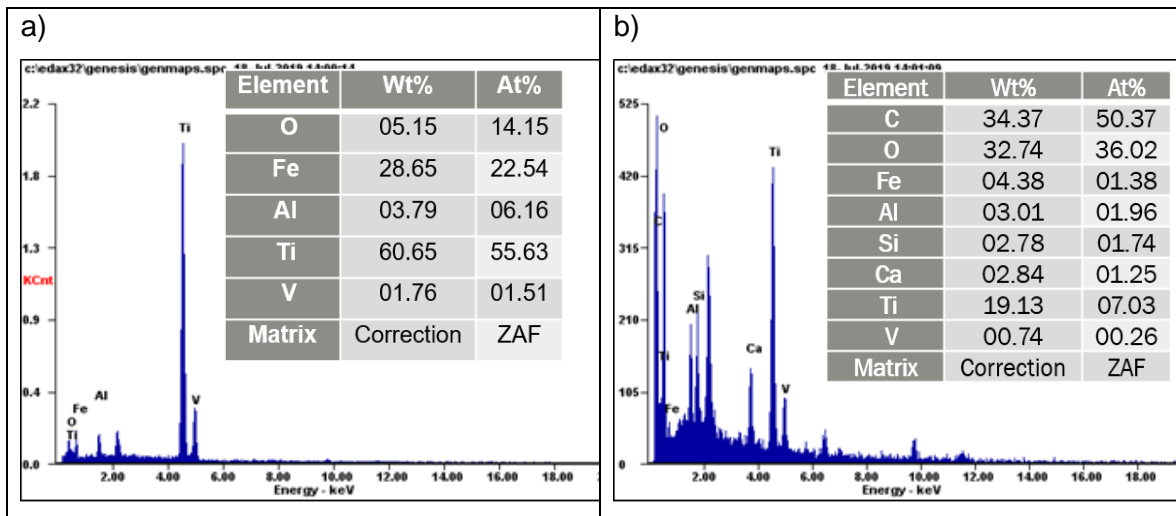
Figura 4.11. Análisis elemental por EDX sobre partículas en la muestra 7.

Como se observa en la siguiente Tabla 4.2 el análisis por EDX arroja la existencia de elementos tales como el carbono, oxígeno, los cuales pueden ser provenientes del medio ambiente. El titanio es un elemento de transición como el circonio, vanadio, cromo, niobio, molibdeno, entre otros, cuya estructura electrónica presenta una capa d incompleta. Dicha estructura electrónica permite que el titanio forme soluciones sólidas con muchos elementos sustitucionales como el carbón, oxígeno y el nitrógeno [10]. La presencia del hierro es atribuida a la herramienta, como se explicó anteriormente esta pieza es un acero de grado industrial con un recubrimiento de nitruro de boro cubico (PCBN). El desgaste y desprendimiento de

este recubrimiento fue provocado por los altos esfuerzos y temperaturas durante la fricción con las placas de Ti-6Al-4V, dejando expuesta la base de la herramienta.

Los resultados del EDX (ver tabla Tabla 4.2) arrojaron como resultado la presencia de sodio, cloruro, magnesio, sulfuro, potasio, calcio, silicio, los cuales son atribuidos al proceso de preparación de las muestras, tales elementos no se considerarán para su análisis debido a que su presencia es mínima en los resultados.

Tabla 4.2. Resultados del análisis de EDX de las zonas seleccionadas en la Figura 4.11.



Las imágenes de tomadas por medio de SEM se realizaron en distintas zonas de soldadura y posteriormente se efectuó el análisis de EDX. En la Figura 4.12 se observa una porosidad, dicho defecto parece haber sido producido por la presencia de moléculas distintas a la matriz de Ti-6Al-4V, para confirmar la presencia de alguna partícula extraña se realizaron dos análisis de EDX, a) Partícula al interior de la porosidad, y b) a la matriz de la zona térmicamente afectada.

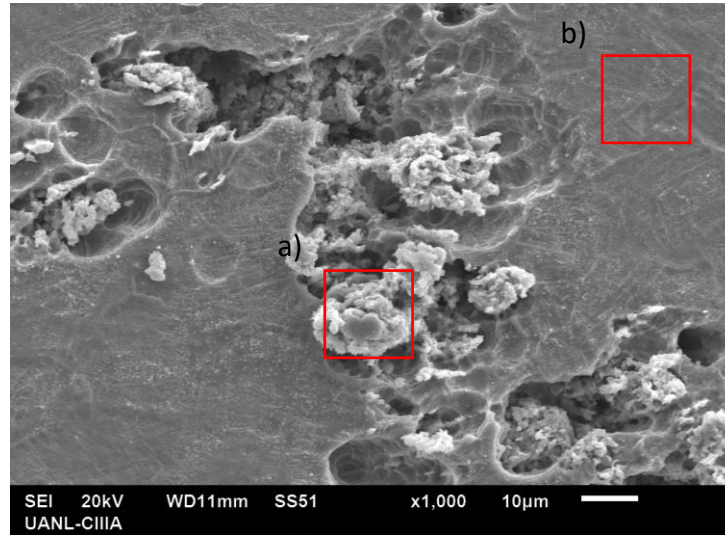
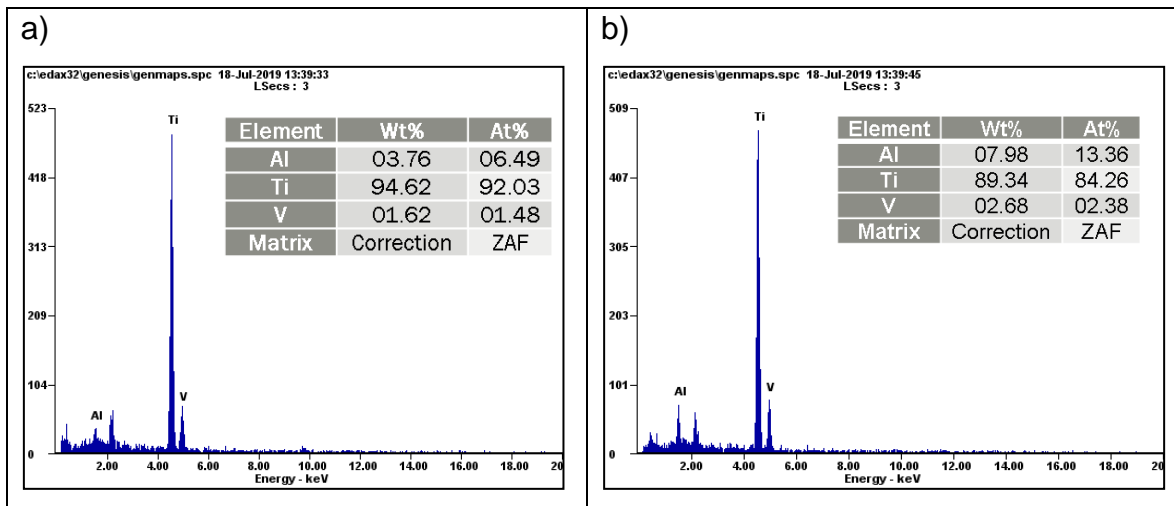


Figura 4.12. Porosidad en la zona termo-mecánicamente afectada (Muestra 5).

Los resultados de la Tabla 4.3 arrojan que la composición química de ambas zonas estudiadas es igual, por lo que se descarta la formación de huecos por medio de intermetálicos o material externo a la matriz. Cabe destacar que la composición elemental es semejante a la original.

Tabla 4.3. Resultados del análisis por EDX de la zona a) y b) de la Figura 4.12.



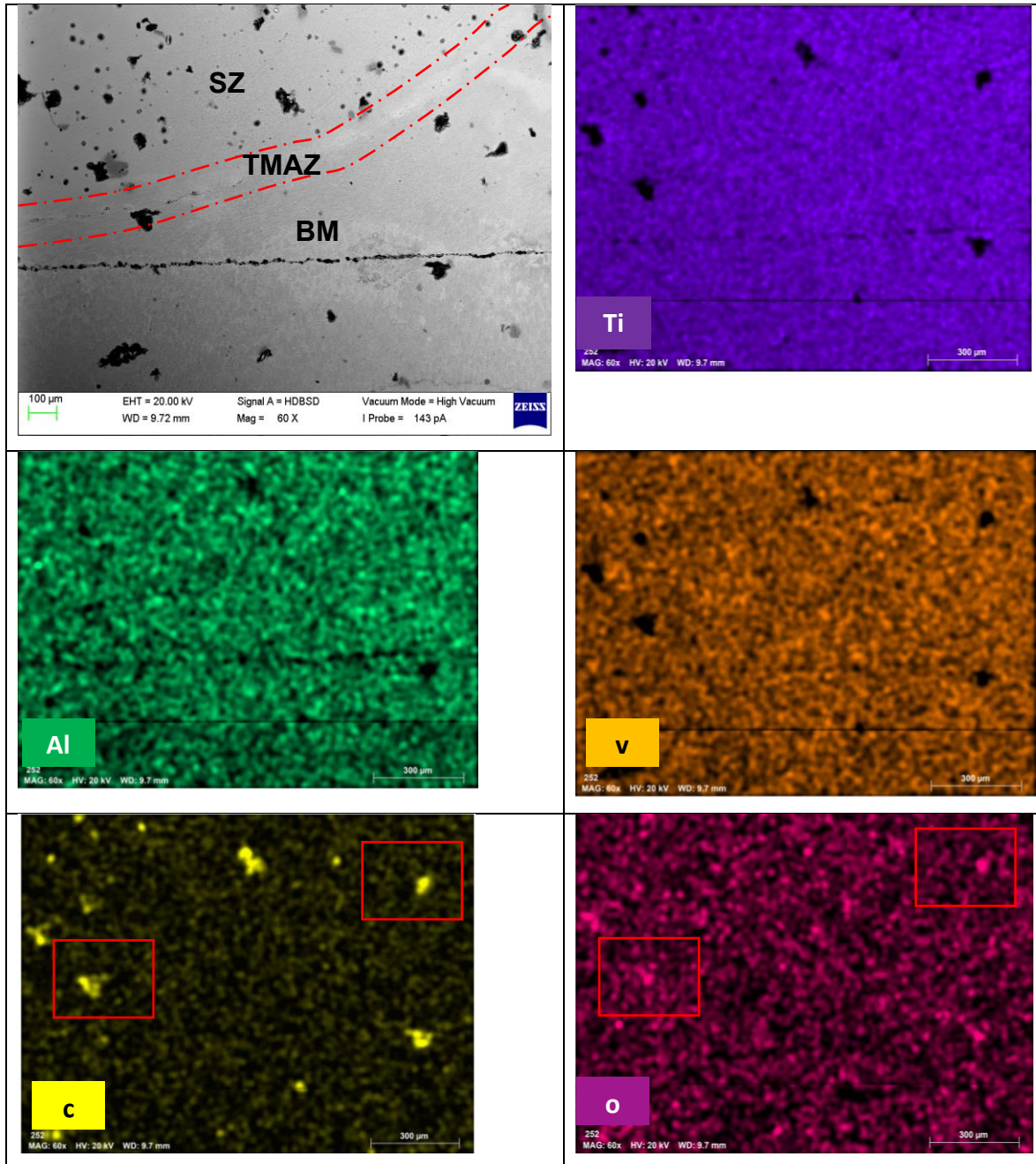
Por último, se ha de señalar la formación de intermetálicos o compuestos cerámicos como los carburos, están presentes en la soldadura y como se mencionó anteriormente puede deberse tanto a los procesos de difusión de la herramienta como del ambiente, estos compuestos al ser de diferente naturaleza que la matriz original, crean distorsiones en la red, originando esfuerzos residuales. Un ejemplo de estos elementos se encuentra en la Figura 4.13 la cual presenta un nitruro de titanio teniendo en cuenta a la composición elemental dada por el EDX. Dichos compuestos, pueden servir como iniciadores o propagadores de grietas y debido a estos las propiedades mecánicas de la unión se verían afectadas durante su aplicación. Se debe de señalar que puede existir la presencia del boro dentro de las zonas de soldadura, sin embargo, no se encontró este elemento por medio de EDX. M. Almoussawi y Al. [10] realizó un estudio se FSW, utilizando una herramienta de PCBN en placas de acero, concluyo que la herramienta de PCBN sufría desgaste con el aumento de la velocidad de rotación de la herramienta, como resultado del efecto termo-mecánico. Además, concluyo que a parte superior de la SZ y la raíz de la soldadura en regiones mostraba la máxima presencia de BN que indican que el hombro y la sonda son las partes de la herramienta más afectadas por el desgaste. El aumento de la velocidad de penetración de la herramienta da lugar a un aumento del desgaste de la misma, especialmente en el hombro de la herramienta periferia.



Figura 4.13. Nitruro de titanio.

Para finalizar con el análisis microestructural se realizó un mapeo de elementos en las regiones de la soldadura (ver Tabla 4.4)

Tabla 4.4. Elementos presentes en zonas de soldadura y su distribución.



La Tabla 4.4 se encuentran una serie de imágenes del mapeo elemental, la imagen principal de la cual se tomó el análisis, se efectuó de forma que fuera posible observar las zonas características de la soldadura por FSSW. Como resultado se aprecia que no hubo una segregación de los elementos de aleación, en este caso aluminio y vanadio, dichos elementos se encuentran distribuidos en todas las zonas de manera equitativa, sin mostrar aglutinación en ninguna área en particular. La segregación de elementos de aleación es una de las principales causas de la pérdida de propiedades mecánicas, por lo cual, al mantener los componentes de la aleación de Ti-6AL-4V, es posible que las propiedades mecánicas de la aleación no decaigan. En la misma Tabla 4.4 se observa la presencia de contaminación, concentrada principalmente en la zona de agitación, los elementos que se encuentran son el oxígeno y el carbono. Se observa la presencia de carburos, los cuales como se mencionó anteriormente, provocan la distorsión en la red cristalina y debido a esto pueden ser puntos que generan o propagan fracturas, por lo tanto, no es deseable la presencia de estos elementos, en diversos estudios se ha demostrado que la aplicación de una atmósfera inerte (como el argón), durante el proceso de soldadura, puede reducir o eliminar completamente la contaminación proveniente del ambiente, en este caso del carbono y oxígeno.

4.3 Pruebas mecánicas

Para evaluar la resistencia de la soldadura fue necesario realizar pruebas a la fractura. Se realizaron ensayos de tracción uniaxial para evaluar las propiedades mecánicas de la aleación, estos diagramas son una excelente representación del cómo la unión se comporta cuando es sometido a un esfuerzo. El comportamiento de las soldaduras por punto por fricción es en función de su naturaleza, tamaño, distribución y continuidad/ discontinuidad.

Las propiedades mecánicas de la unión FSSW se correlacionaron con el cambio en la microestructura, principalmente en la distribución del tamaño de los

granos. Además, la transición de fase $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ en las aleaciones de titanio influyen fuertemente en la evolución de la microestructura y por lo tanto afecta las propiedades mecánicas de las uniones.

La carga máxima soportada, así como la deformación que soporto cada unión va acorde a la microestructura presentada anteriormente y se puede confirmar que la variación de los parámetros tiene una fuerte influencia en las propiedades mecánicas. Los resultados se graficaron carga (KN)/ desplazamiento (mm), hay que señalar que en la mayoría de las muestras tuvieron graficas similares.

- Muestra 1: Presenta los valores más bajos de resistencia a la tracción, se observa un comportamiento típico de un material frágil (Figura 4.14), por lo que se puede suponer que durante toda la prueba se tenía una deformación plástica hasta el punto de fractura.

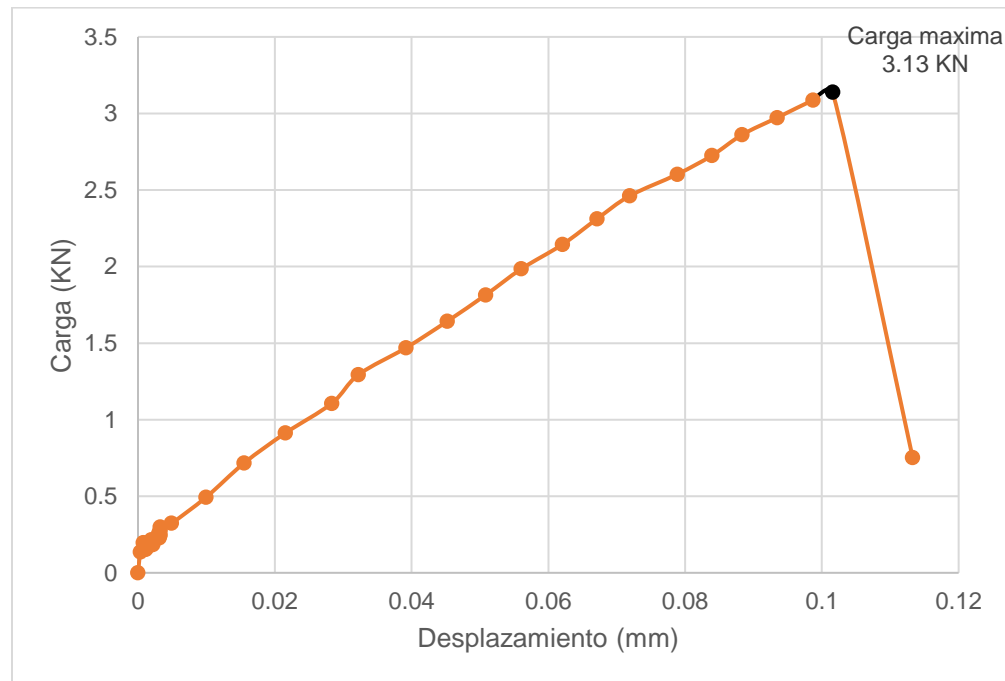


Figura 4.14. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 1.

- Muestra 4: En la Figura 4.15 se aprecia el grafico de la probeta 4, presenta una deformación elástica hasta alcanzar 1.5KN, a partir de este punto el material experimenta una deformación plástica, al mismo tiempo experimenta un endurecimiento, es decir aumenta su grado de dureza hasta llegar al punto de carga máxima. Por último, se tiene la zona de estricción que comprende desde el punto de carga máxima hasta el punto de fractura. Este grafico corresponde a un diagrama típico de un material dúctil, alcanzando 0.97 mm de desplazamiento a pesar de la poca carga que soporto.

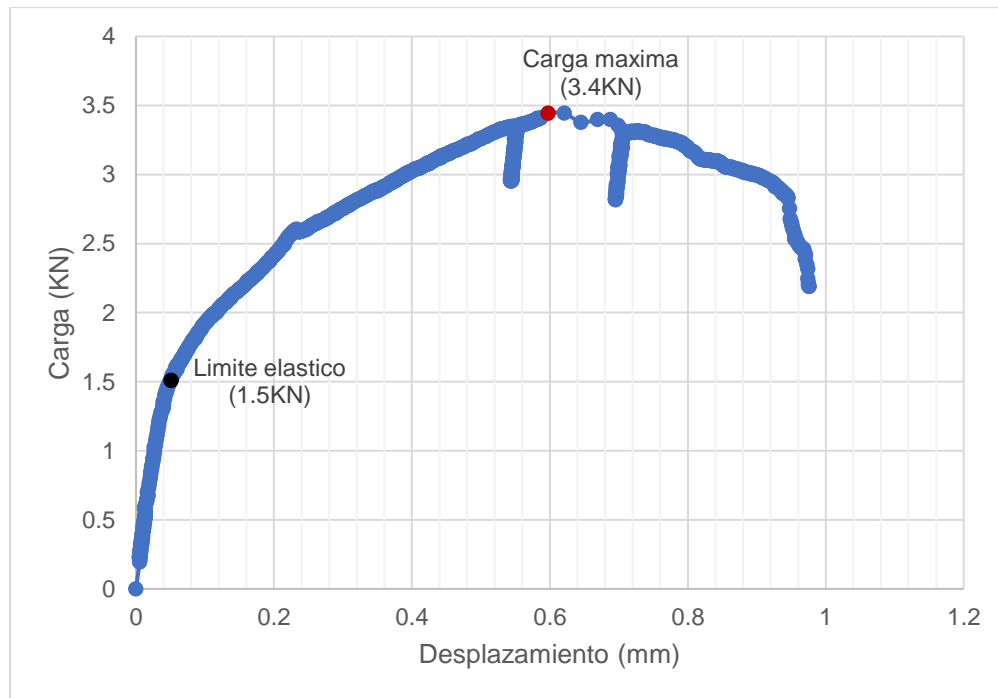


Figura 4.15. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 4.

- La muestra 5: Presenta los mejores resultados, en la Figura 4.16 se observa que la unión soporto una carga máxima de 46.71 KN y con una deformación de 2.7mm antes de que la resistencia comenzara a decaer. Presenta una zona elástica en la cual el material al soltar la carga volverá a su estado natural. Al pasar el límite elástico del material este sufre un cambio permanente, debido a que, los granos de la aleación de comienzan a

moverse lo que ocasiona la deformación en dirección de la fuerza aplicada, de esta forma se genera un endurecimiento, lo que al continuar con la deformación se requiere más carga, marcando su final hasta la carga máxima.

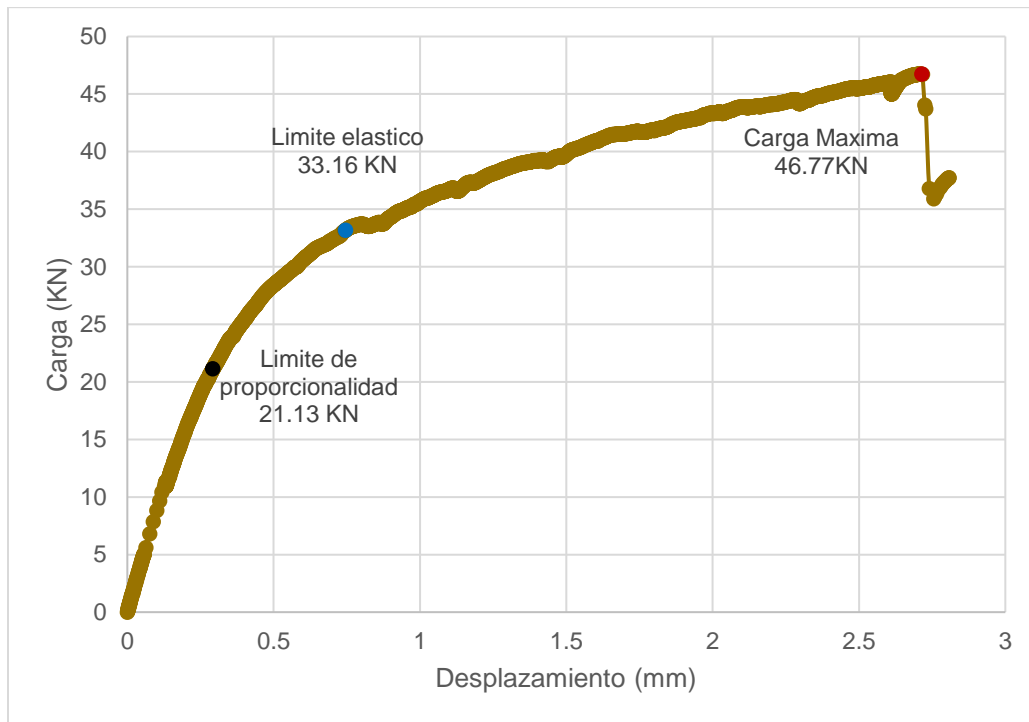


Figura 4.16. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 5.

- La muestra 7: El gráfico de la Figura 4.17 muestra una buena resistencia, alcanzando un máximo de 39.56 KN y un desplazamiento de 1.83 mm. Después del límite elástico se presenta una disminución abrupta en la carga, la cual se atribuye a que el material tuvo un reordenamiento microestructural, debido a que las partículas sufrieron un alargamiento o fluencia, lo que provoca esta disminución de carga mientras dura la fluencia.

Posterior a este punto se tiene un incremento en la carga debido al endurecimiento por deformación del material.

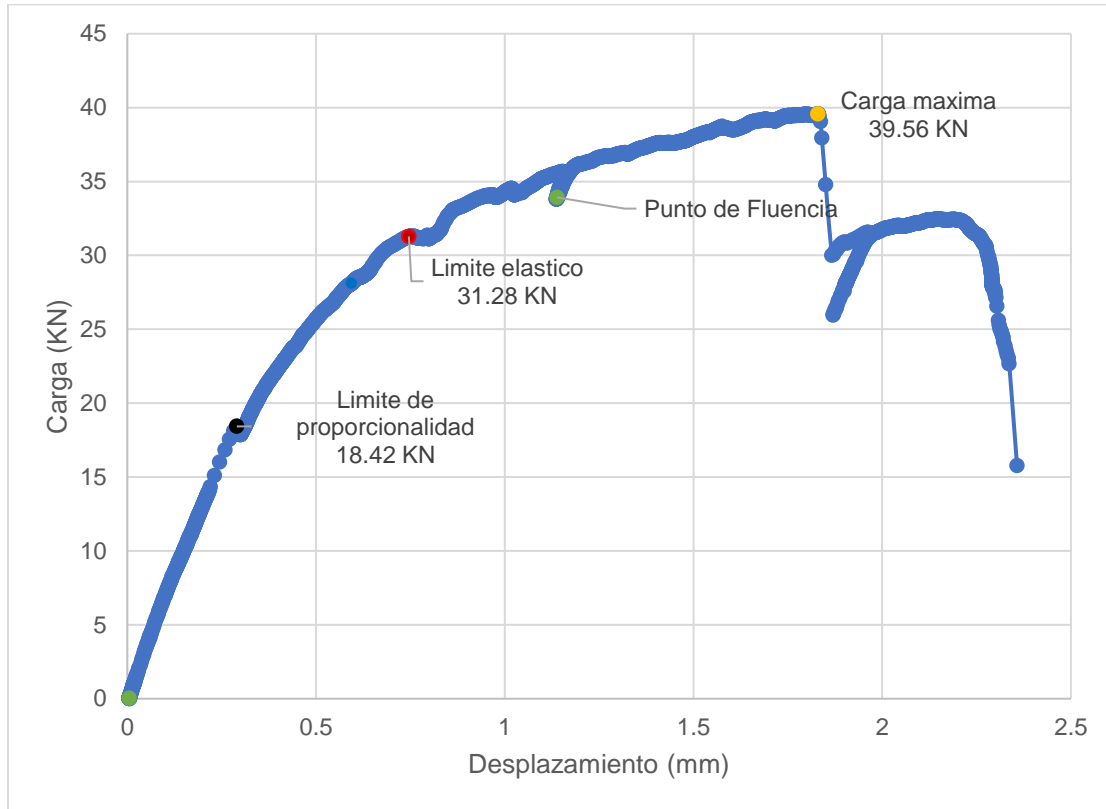


Figura 4.17. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 7.

- Muestra 8: En la Figura 4.18 se observan los resultados de la probeta 8, mostraron una resistencia media a la carga soportando un máximo de 21.69 KN, la muestra no presento una curva típica, lo que indica que la deformación plástica del material comenzó desde que se aplicó la carga. A pesar de que la microestructura presentaba zonas pequeñas de soldadura

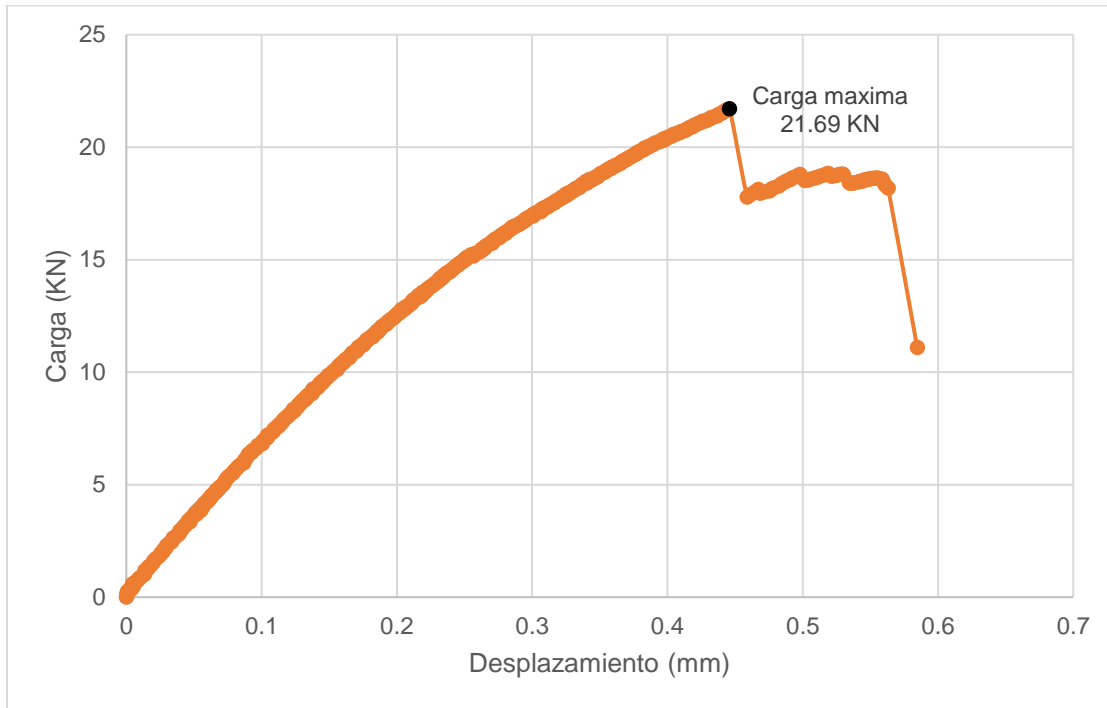


Figura 4.18. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 8.

- Muestra 9: Como era de esperarse el grafico de la probeta 9 (Figura 4.19), se aprecia que dicha probeta soportó poca carga debido a que la zona soldada era muy disminuida, a pesar de ello en comparación a la muestra 1, se tienen mejores resultados, lo que se relaciona a la entrada de calor. Debido a que los parámetros seleccionados para esta probeta generaron más calor lo que derivó en un mayor flujo plástico que permitió realizar una mejor unión de las placas a pesar de que las zonas de soldadura son disminuidas, a su vez debido a que los granos son más pequeños y de forma equiaxial permiten un movimiento más sencillo de los granos lo cual genera una mayor ductilidad.

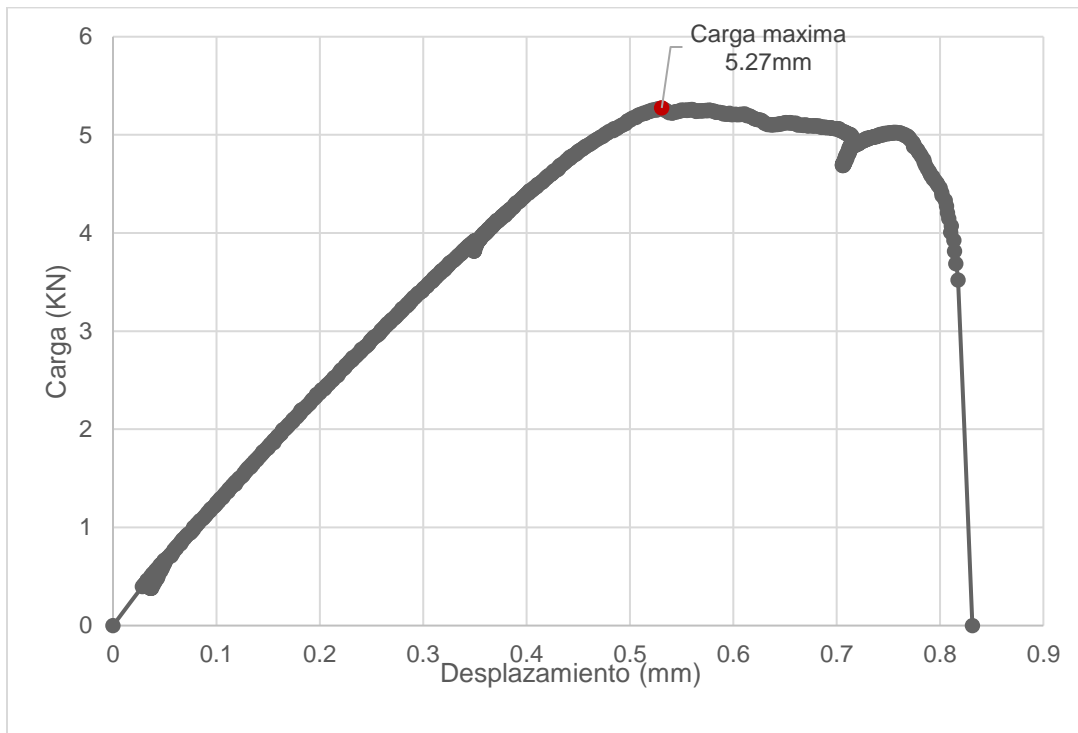


Figura 4.19. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 9.

Es importante señalar que la muestra 8 y 9 comparten un defecto de flujo de material, el cual es provocado por un exceso de temperatura en el material base, lo que genera que el material fluya al exterior. Esto ocasiona la falta de material para lograr la unión, dando como resultado la degradación de las propiedades mecánicas de los materiales soldados.

- Muestra 10: En el gráfico de la Figura 4.20, se observa una línea diferente a las anteriores debido a que muestra una zona de cedencia bastante irregular lo que hace alusión al movimiento microestructural que sufre la probeta al ser sometida a una carga uniaxial. La probeta 10 es la que presenta un mayor crecimiento del grano en zona AS, esto genera un mayor endurecimiento de la zona debido que al tener granos grandes, tienen mayor dificultad para moverse en dirección de la carga, Surya Jain y colaboradores [11] reportaron un aumento en la dureza debido a que la excesiva entrada de calor genera

la contaminación de la muestra por compuestos intermetálicos y crecimiento del grano, por lo tanto se fomenta el comportamiento frágil de la articulación. Es por ello que, el gráfico muestra un cizallamiento a lo largo de toda la prueba, sin embargo, cabe destacar que la probeta 10 tiene una buena resistencia a la carga con un máximo de 43.95 KN y un desplazamiento máximo de 1.4 mm.

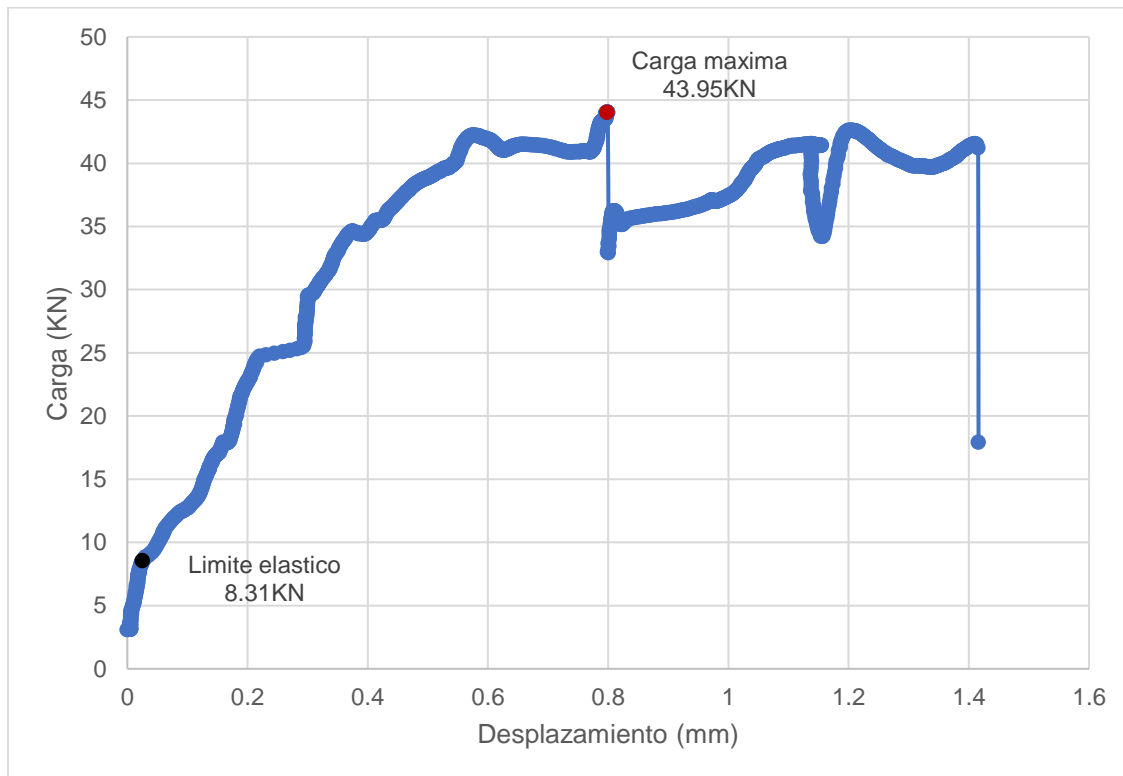


Figura 4.20. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 10.

Yumei Yue y colaboradores [12] llevaron estudios que les permitieron determinar que es la fuerza de SZ/TMAZ la que determina el efecto de la carga de rotura de solapa. Esto le permitió concluir que, durante el modo de fractura dúctil, la grieta se propaga principalmente a lo largo del límite TMAZ/SZ y luego a través del BM.

Una forma de mejorar las propiedades mecánicas es mediante la aplicación de un tratamiento térmico después de haber efectuado la soldadura. D.G. Sanders y



colaboradores [13], realizaron un estudio, el cual proponía someter la soldadura de FSSW en una aleación de Ti-6Al-4V a un tratamiento térmico, se demostró que la tenacidad a la fractura aumenta debido al alivio de tensiones, además se obtuvo un pequeño aumento de la ductilidad.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] A. F. & M. J. & A. R. K. & M. H. Fesharaki, «Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded Ti–6Al–4V joints,» *Int J Adv Manuf Technol* , nº 91, p. 2919–2931, 2017.
- [2] D. J. D. C. E. L. a. F. G. M. GNOFAM JACQUES TCHEIN, «Genesis of Microstructures in Friction Stir Welding of Ti-6Al-4V,» *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, vol. 49, 2018.
- [3] W. T. H. S. A. R. a. J. W. A.L. PILCHAK, «Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Mill-Annealed Ti-6Al-4V,» *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, vol. 42, pp. 745-762, 2010.
- [4] A. S. a. M.-N. Avettand-Fènoëlb, «State of the art about dissimilar metal friction stir welding,» *SCIENCE AND TECHNOLOGY OF WELDING AND JOINING*, vol. 22, nº 5, p. 389–403, 2017.
- [5] M. J. a. J. W. A.L. PILCHAK, «Microstructural Changes Due to Friction Stir Processing of Investment-Cast Ti-6Al-4V,» *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, vol. 38, pp. 401-408, 2007.
- [6] A. R. S. K. F. a. A. G. Ali Reza Nasresfahani, «The Effect of Friction Stir Welding on Corrosion Behavior of Ti-6Al-4V,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 26, nº 9, p. 4311–4318, 2017.
- [7] Z. X. & Z. L. & Z. L. & L. Zhang, «Effect of tool rotating speed on microstructure and mechanical properties of friction stir lap welded Ti–6Al–4V alloy,» *Springer*, 2017.

- [8] K. Y. Y. Y. a. D. Y. Zhenlei Liu, «Friction Stir Lap Welding Ti–6Al–4V Alloy Using a Threaded Pin by Simulation and Experimental Investigation,» *Springer*, vol. 71, n° 5, p. 1279–1286, 2018.
- [9] A. K. S. a. M. Manjaiah, «Friction Stir Welding—An Overview,» *Springer International*, pp. 161-184, 2017.
- [10] A. A. S. G. OSCAR ENRIQUE PINILLA NAVARRO, «CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL DE LA ALEACION DE TITANIO,» UNIVERSIDAD AUTONOMA DEL CARIBE , BARRANQUILLA, 2014.
- [11] A. J. S. a. M. F. M. Almoussawi, «Wear of Polycrystalline Boron Nitride Tool During the Friction Stir Welding of Steel,» *Metallography, Microstructure, and Analysis*, n° 7, p. 252–267, 2018.
- [12] K. B. P. P. a. V. J. B. Surya Jain, «A Review on Dissimilar Friction Stir Welding of Aluminum Alloys to Titanium Alloys,» *Springer Nature*, pp. 415-425, 2019.
- [13] Y. Y. & Z. Z. & S. J. & J. Z. & Z. Li, «Effect of welding speed on joint feature and mechanical properties of friction stir lap welding assisted by external stationary shoulders,» *Springer-Verlag*, p. 1691–1698, 2017.
- [14] P. E. A. C. K. G. a. M. R. D.G. SANDERS, «Friction Stir-Welded Titanium Alloy Ti-6Al-4V: Microstructure, Mechanical and Fracture Properties,» *The Minerals, Metals & Materials Society*, vol. 65, n° 5, 2015.

5.CAPÍTULO

CONCLUSIONES Y TRABAJO A FUTURO

5.1 Conclusiones

Este estudio se enfocó en la optimización de parámetros de FSSW, realizando un análisis del impacto que tiene la variación de velocidades de rotación y penetración en el proceso de soldadura por fricción-agitación por puntos, sobre las propiedades mecánicas y microestructurales en la aleación de titanio Ti-6Al-4. En base a esto se pueden sacar las siguientes conclusiones.

- La velocidad de penetración tuvo una fuerte influencia en el desempeño de la soldadura, debido a que se observó la tendencia que al aumentar la velocidad de penetración provocó que propiedades mecánicas decaían esto es apreciable en las gráficas de carga deformación de las probetas 8 y 9.
- La variación de la velocidad de rotación, influyo de manera directa en la evolución microestructural de las muestras, esto es atribuido a que la velocidad de rotación es causante de la generación de calor. Las muestras 4, 5, 7, 10 presentaban las zonas de soldadura más definidas y a su vez mostraban una recristalización completa de los granos en la SZ, además se observa un crecimiento de grano a medida que se aumenta los RPM por el incremento de entrada de calor. En dichas muestras se puede confirmar que las temperaturas de trabajo estuvieron por encima de la temperatura de transformación β (995 °C). la cual es temperatura necesaria para que exista una recristalización del material.
- La combinación de parámetros de la muestra 5 presento los valores máximos de carga y desplazamiento, soportando un máximo de 46.71 KN y con una

deformación de 2.7 mm, el análisis de tensión a la fractura obtenido durante la prueba de esta placa indico una fractura dúctil.

- Las fuerzas de cizallamiento en la herramienta provocaron un desgaste progresivo, lo que produjo la contaminación de la unión debido al desprendimiento del recubrimiento de PCBN, o a la difusión de partículas nitrógeno hacia la misma, mediante el análisis por SEM de electrones retrodispersados se encontraron partículas extrañas a la matriz de Ti-6Al-4V y mediante el análisis de EDX se confirmó la presencia de hierro y níquel. A pesar de no encontrar la presencia de boro en la soldadura, no se descarta la presencia de este elemento.
- Existió contaminación del ambiente hacia la unión, debido a que mediante el análisis de EDX y mapeo elemental se encontró la presencia de Carbono y Oxígeno, partículas las cuales difundieron en el material a causa de las elevadas temperaturas, así como, a la ausencia de una atmosfera protectora.
- Todas las muestras presentaron algún tipo de defecto.
- El aumento de la velocidad de rotación genera un incremento de defectos en la zona de SZ lo que provoca un endurecimiento de la zona.
- El refinamiento del grano provocado por la recristalización, mejora la ductilidad de la unión.
- La falta o el exceso de la entrada de calor es perjudicial para las propiedades mecánicas de la unión, ya que puede generar defectos como el desbaste de material, o el flujo de material hacia el exterior, ambos casos generan un

desabasto del material base, teniendo como resultado zonas de soldadura pequeñas, y por ende una unión frágil.

5.2. Trabajo a futuro

Como se presentó en los resultados y conclusiones del presente trabajo el proceso de soldadura por punto por fricción-agitación (FSSW) es muy complejo debido a la gran cantidad de variables involucradas durante el mismo, aunado a esto los diversos tipos de materiales para la fabricación de la herramienta, así como, la selección de la geometría genera mayor incertidumbre en la aplicación de este proceso, ya que, juegan un papel importante en la calidad de la unión. Por lo que a continuación se mencionaran algunos aspectos con los cuales se recomienda seguir trabajando.

- Utilización de un diferente material para la fabricación de la herramienta. Como se comprobó en el actual documento la herramienta fabricada de PCBN no soporto las cargas involucradas durante el proceso, lo que ocasionó un desgaste prematuro de la herramienta. Por este motivo es razonable buscar una aleación diferente que resista las fuerzas de fricción durante la unión. Una sugerencia puede ser las aleaciones de Tungsteno específicamente con Lantano al 1% o la aleación de Tungsteno Renio al 25% las cuales hay informes de que tienen una mayor vida útil que las herramientas de PCBN, además de que no presentan fragilidad.
- Para las uniones puntuales se recomienda usar un hombro cóncavo, ya que esta geometría impediría el escape del flujo del material hacia el exterior durante el proceso, además de que el calor generado durante el proceso sería mayor debajo del hombro.

- Para la aplicación de esta tecnología en requerimiento industriales, se recomienda el estudio de la soldadura por fricción lineal, con placas dispuestas en forma paralela.
- Es necesario el estudio de difracción de rayos X (XRD), ya que los resultados de este análisis, daría a conocer las fases formadas por la contaminación de partículas provenientes del ambiente o de la herramienta.
- Con la finalidad de evitar la contaminación del ambiente, se recomienda el empleo de una atmósfera inerte como argón, siendo aplicada durante todo el proceso, se recomienda que sea retirada hasta que la temperatura de la soldadura este por debajo de los 500 °C debido a que por encima de esta temperatura el titanio es muy reactivo con el oxígeno.
- Debe de llevarse un control de la medición de la temperatura, con la finalidad de verificar si la entrada de calor es la adecuada para el proceso.
- Se recomienda el estudio de microdureza en las diferentes zonas de soldadura, con el fin de estudiar el comportamiento mecánico de dichas áreas.



LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1. Variaciones del diseño del hombro y sus ventajas.....	23
Tabla 2.2. Variaciones del diseño del Pin y sus ventajas.....	25
Tabla 2.3. Algunos otros modelos de generación de calor aproximados utilizados en la literatura.....	30
Tabla 2.4. Ventajas del proceso de unión de FSSW.....	38
Tabla 2.5. Algunas características importantes de las aleaciones basadas en titanio y titanio en comparación con otros materiales metálicos estructurales basados en Fe, Ni y Al [29].	44
Tabla 3.1. Composición química de la aleación Ti-6Al-4V [1].	56
Tabla 3.2. Propiedades mecánicas de aleación Ti-6Al-4V [1].	57
Tabla 3.3. Características de la máquina CNC Bridgeport VMC 760XP ³	60
Tabla 3.4. Valores de los parámetros de operación utilizados en FSSW para la aleación Ti-6Al-4V.....	61
Tabla 3.5. Parámetros seleccionados para láminas de espesor de 1.5 mm.	62
Tabla 3.6. Propiedades físicas de PCBN.	64
Tabla 4.1. Imágenes de las diferentes muestras que denotan el cambio morfológico en la zona de soldadura.....	74
Tabla 4.2. Resultados del análisis de EDX de las zonas seleccionadas en la Figura 4.11.	89
Tabla 4.3. Resultados del análisis por EDX de la zona a) y b) de la Figura 4.12..	90
Tabla 4.4. Elementos presentes en zonas de soldadura y su distribución.	92



LISTA DE ECUACIONES

$F = \mu P$ Ec. (1.1) 27

$\tau = \mu p$ Ec. (2.2)..... 27

$\tau = m\sigma y$ Ec. (2.3) 27

$dQ = \omega \cdot r \cdot dF$ Ec. (2.4)..... 29

$dQ3 = \omega \cdot r^2 \cdot \tau_{corte} \cdot d\theta \cdot dr$ Ec. (2.5) 29

$Q3 = 23\pi\tau_{corte}\omega R_{pin}^3$ Ec. (2.6) 29

$dQ2 = \omega \cdot R_{pin}^2 \cdot \tau_{corte} \cdot d\theta \cdot dz$ Ec. (2.7) 29

$Q2 = 2\pi\tau_{corte}R_{pin}^2\omega$ Ec. (2.8) 29

$dQ1 = \omega \cdot r^2 \cdot \tau_{corte} \cdot (1 + \tan(\alpha)) \cdot dr \cdot d\theta$ Ec. (2.9)..... 30

$= 2\pi(1 + \tan\alpha)\tau_{corte}(R_{hombro}^3 - R_{pin}^3)$ Ec. (2.10) 30

$\partial\partial tp CpT = -\nabla \cdot pu(CpT) - \nabla \cdot (k\nabla T) + q$ Ec. (2.11) 32

$q_0 = 43\pi^2\mu P\omega R_{hombro}^3$ Ec. (2.12)..... 32

$-kdTdz = -(Q1 + Q2 + Q3)$ Ec. (2.13) 34

Efecto del pseudo índice de calor = 2v Ec. (3.1) 62

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Soldadura por fricción en una configuración de junta a tope.....	16
Figura 2.2. (a) - (b) Sumergirse y habitar y (c) retraer.....	17
Figura 2.3. Hombros de herramienta básicos y configuración del pin.....	22
Figura 2.4. Geometrías del hombro de la herramienta, vista inferior.....	24
Figura 2.5. Una herramienta FSSW típica con un hombro cónico y un pasador sin rosca cilíndrico	28
Figura 2.6. Un esquema de los diferentes segmentos de superficie de la herramienta (a) Parte inferior del pin, (b) superficie cilíndrica del pin, (c) superficie cónica del hombro, y los segmentos infinitesimales asociados con los segmentos correspondientes.....	28
Figura 2.7. Esquema de los procesos de transferencia de calor que se producen durante el proceso de soldadura por punto por fricción-agitación.....	32
Figura 2.8. (a) Forma inicial de las piezas a soldar. La región sombreada es la interfaz, mientras que la flecha muestra la dirección de soldadura. (b) Forma final de la pieza debido a la tensión residual. La deformación de la forma durante la soldadura se complica por las fuerzas de sujeción.	33
Figura 2.9 Sección transversal macroscópica de la soldadura con las cuatro regiones características de la soldadura indicadas [40].	36
Figura 2.10 Representación esquemática de las distintas regiones de microestructura alrededor de la herramienta de agitación por fricción [40].	37
Figura 2.11. Flujo similar a un vórtice en (a) una soldadura Al 6063-Mg AZ31B y (b) una soldadura Al 5083-Cu DHP [41].	39
Figura 2.12. Evolución de la forma de la herramienta debido al desgaste en FSSW del compuesto de matriz metálica de Al 6061 +20 vol. -%Al ₂ O ₃ usando una herramienta de acero templado con aceite AISI a 1000 rev/min. y velocidades de desplazamiento de a) 3 mm/s y b) 9 mm/s: se indican las distancias recorridas por la herramienta en metros.....	40

Figura 2.13. Imagen SEM retro dispersada de la contaminación de tungsteno en la SZ de FSP Ti-6Al-4V [42].	41
Figura 2.14. Porosidad inducida por la deformación durante el proceso [24].	41
Figura 2.15. Uso de titanio en el aeromotor GE-90.	43
Figura 2.16. a) Celda unitaria de la fase α b) Celda unitaria de la fase β .	45
Figura 2.17. Efecto de los elementos de aleación en los diagramas de fase de aleaciones de titanio.	46
Figura 2.18. Influencia de los elementos de aleación sobre la estructura y propiedades.	47
Figura 2.19. Tratamientos térmicos de las aleaciones $\alpha + \beta$.	48
Figura 2.20. Microestructura conteniendo fase α primaria y una matriz β oscura con agujas de α' formadas durante el envejecimiento.	49
Figura 3.1. Procedimiento experimental.	55
Figura 3.2. Dimensiones de la muestra.	57
Figura 3.3. Representación gráfica del proceso de soldadura por punto por fricción-agitación.	59
Figura 3.4. Sistema de sujeción.	59
Figura 3.5. Centro de maquinado CNC marca Bridgenport modelo VMC 760 XP ³ .	60
Figura 3.6. Dibujo técnico de la herramienta.	64
Figura 3.7. Imagen de la herramienta para FSSW.	64
Figura 3.10. Microscopio electrónico de barrido Oxford Jeol JSM-6490-LV-15kV.	67
Figura 3.11. Maquina MTS Landmark 64725 A.	68
Figura 4.1. Microestructura de la aleación de titanio Ti-6Al-4V.	72
Figura 4.2. Análisis de la composición del material con EDX (cuadro color rojo); del lado derecho el espectro de análisis químico.	72
Figura 4.3. Identificación de la zona térmicamente afectada a) y b).	78
Figura 4.4. imagen señalando la zona TMAZ Y SZ de la muestra 5.	79

Figura 4.5. comparación de las zonas SZ a) Zona SZ de muestra 4 y b) zona SZ de la muestra 10.....	80
Figura 4.6. Contaminación (muestra 10).....	82
Figura 4.7. Porosidades inducidas por el flujo del material (muestra 5).	83
Figura 4.8. Zonas de soldadura pequeñas (muestra 8).....	85
Figura 4.9. Defecto por flujo de material (muestra 5).	86
Figura 4.10. Contaminación en muestra 7 y 8, vista con electrones secundarios. 87	
Figura 4.11. Análisis elemental por EDX sobre partículas en la muestra 7.....	88
Figura 4.12. Porosidad en la zona termo-mecánicamente afectada (Muestra 5). .	90
Figura 4.13. Nitruro de titanio.....	91
Figura 4.14. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 1.	94
Figura 4.15. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 4.	95
Figura 4.16. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 5.	96
Figura 4.17. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 7.	97
Figura 4.18. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 8.	98
Figura 4.19. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 9.	99
Figura 4.20. Grafica de carga (KN)/ desplazamiento (mm) de la probeta 10.	100